



Handwritten signature: J. Rösler

KERNFORSCHUNGSANLAGE JÜLICH GmbH

Institut für Reaktorwerkstoffe

Abschlußbericht zur Forschungsaufgabe

**„Untersuchung
fehlerbehafteter primärkreisumschließender
wärmetauschender Komponenten
mit Arbeitstemperaturen
oberhalb 800° C als Beitrag zum
HTR-Sicherheitskonzept“**

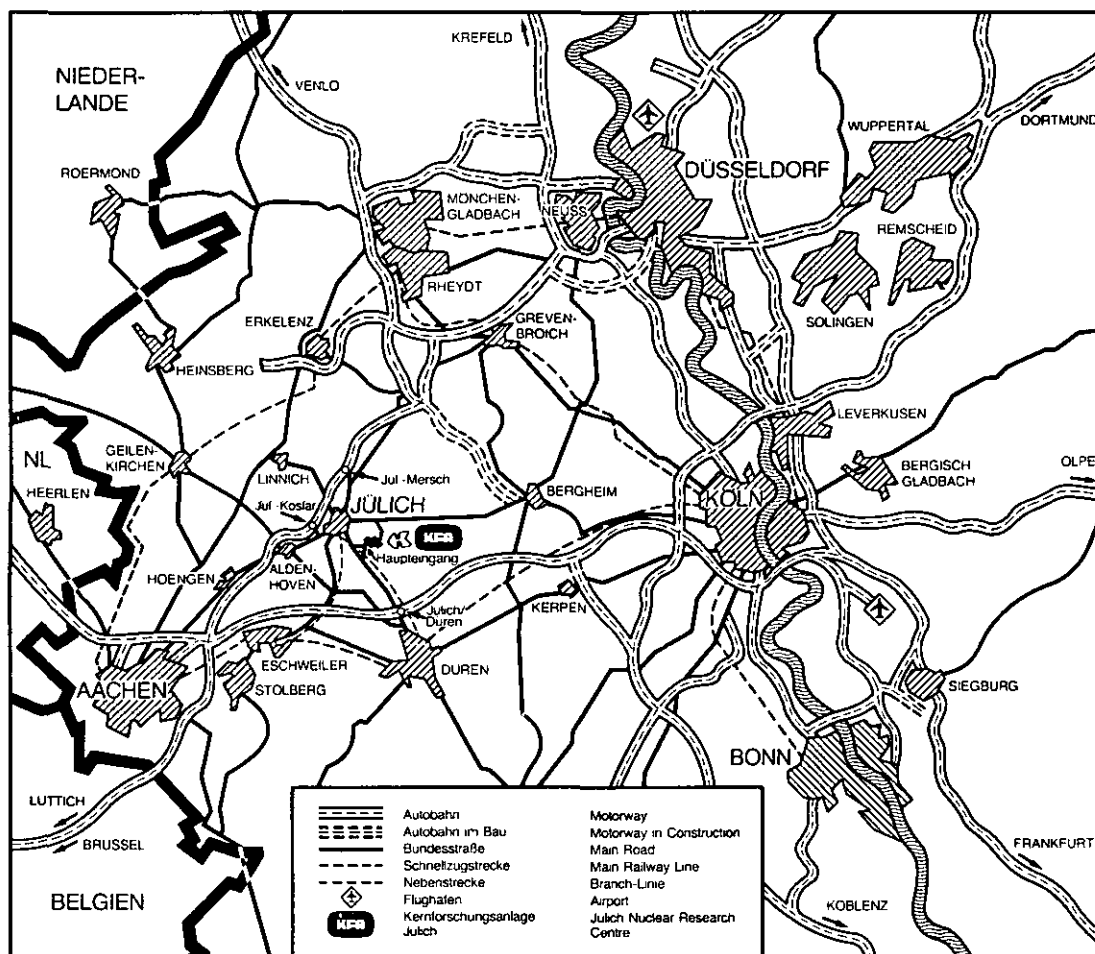
(SR 343)

von

M. Rödiger
R. Kwasny
M. Pfaffelhuber
F. Schubert
H. Nickel

**Jül-Spez-408
Juli 1987**

ISSN 0343-7639



Als Manuskript gedruckt

Spezielle Berichte der Kernforschungsanlage Jülich – Nr. 408
 Institut für Reaktorwerkstoffe Jül-Spez-408

Zu beziehen durch: ZENTRALBIBLIOTHEK der Kernforschungsanlage Jülich GmbH
 Postfach 19 13 · D-5170 Jülich (Bundesrepublik Deutschland)
 Telefon: 02461/610 · Telex: 833556-0 kf d

Janke Imig

Abschlußbericht zur Forschungsaufgabe

**„Untersuchung
fehlerbehafteter primärkreisumschließender
wärmetauschender Komponenten
mit Arbeitstemperaturen
oberhalb 800° C als Beitrag zum
HTR-Sicherheitskonzept“**

(SR 343)

von

M. Rödiger
R. Kwasny
M. Pfaffelhuber
F. Schubert
H. Nickel

Verantwortlicher:
Prof. Dr. H. Nickel

INVESTIGATIONS ON CRACK GROWTH IN HEAT
EXCHANGING COMPONENTS WITH WORKING
TEMPERATURES ABOVE 800 °C -
A CONTRIBUTION TO A HTR SAFETY CONCEPT

by

M. Rödiger
R. Kwasny
M. Pfaffelhuber
F. Schubert
H. Nickel

ABSTRACT

Experiments on the transferability of fracture mechanics data to thick walled tubes have been performed with the materials X10NiCrAlTi 32 20 (Alloy 800 H) and NiCr 22 Co 12 Mo (Inconel 617). The fatigue crack growth is well described by the linear elastic ΔK_I -concept up to the highest testing temperatures (900 °C). For the description of the creep crack propagation in tubes the parameter C^* seems to be suitable.

UNTERSUCHUNG FEHLERBEHAFTETER PRIMÄRKREIS-
UMSCHLIESSENDER WÄRMETAUSCHENDER KOMPONENTEN
MIT ARBEITSTEMPERATUREN OBERHALB 800 °C
ALS BEITRAG ZUM HTR-SICHERHEITSKONZEPT

von

M. Rödiger
R. Kwasny
M. Pfaffelhuber
F. Schubert
H. Nickel

KURZFASSUNG

Es wurden Versuche zur Übertragbarkeit bruchmechanischer Kennwerte auf dickwandige Rohre durchgeführt. Die untersuchten Werkstoffe waren X10NiCrAlTi 32 20 (Alloy 800 H) und NiCr 22 Co 12 Mo. Der linear-elastische ΔK_I -Ansatz ist gut geeignet zur Beschreibung des Ermüdungsrißwachstums bis zu den höchsten Versuchstemperaturen von 900 °C. Für die Beschreibung des Kriechrißwachstums in Rohrgeometrien scheint der Parameter C^* geeignet zu sein.

Die diesem Bericht zugrunde liegenden Arbeiten wurden im Auftrag des Bundesministers für Umwelt, Naturschutz und Reaktorsicherheit durchgeführt. Der Bundesminister für Umwelt, Naturschutz und Reaktorsicherheit übernimmt keine Gewähr für die Richtigkeit, die Genauigkeit und Vollständigkeit der Angaben sowie für die Beachtung privater Rechte Dritter.

Inhaltsverzeichnis:

	<u>Seite:</u>
1. Zielsetzung	1
1.1 Begründung	1
1.2 Frühere Arbeiten im IRW	3
1.3 Durchführung der Untersuchungen	6
2. Gegenwärtiger Wissensstand zur Beschreibung des Rißwachstums bei hohen Temperaturen	7
2.1 Kriechrißwachstum	7
2.1.1 Das Spannungsintensitätskonzept	8
2.1.2 Das Energieratenintegral C^*	12
2.1.2.1 Definition und physikalische Interpretation	12
2.1.2.2 Ermittlung von C^* aus Experimenten	14
2.1.3 Das Nettospannungskonzept	16
2.1.4 Schrifttumsauswertung zum Kriechrißwachstum	17
2.2 Ermüdungsrißwachstum	23
2.2.1 Das zyklische Spannungsintensitätskonzept	23
2.2.2 Schrifttumsauswertung zum Ermüdungsrißwachstum bei hohen Temperaturen	25
3. Probenmaterial	30
3.1 Versuchswerkstoffe	30
3.1.1 Nichtbetriebsbelastetes Material	30
3.1.2 Betriebsbelastetes Material	30
3.2 Probengeometrie und Probenlage	33
3.2.1 CT-Proben	35
3.2.2 CCP-Proben	36
3.2.3 RS0-Rohre	37
3.3 Erzeugung von Anrissen	39

		<u>Seite</u>
4.	Experimentelle Einrichtungen	40
4.1	Prüfmaschinen	40
4.2	Beheizung	42
4.3	Druckaufbringung	44
4.4	Aufweitungsmessung	45
4.5	Temperaturmessung	47
4.6	Rißlängenmessung	48
5.	Arbeitsplan	50
6.	Experimentelle Vorarbeiten	53
6.1	Potentialsondenverfahren	53
6.1.1	Grundlagen	53
6.1.2	Optimierung der Stromeinleitungs- und Potentialabgriffsposition	55
6.1.2.1	CT-Proben	55
6.1.2.2	RSO-Rohre	61
6.1.3	Meßanordnung und Meßtechnik	63
6.1.3.1	Normproben	63
6.1.3.2	RSO-Rohre	65
6.1.4	Minimierung von Störeinflüssen	66
6.1.5	Eichung des Potentialsondenverfahrens	70
6.1.5.1	CT-Proben	71
6.1.5.2	CCP-Proben	76
6.1.5.3	RSO-Rohre	78
6.1.5.3.1	Einfluß des Abstandes der Potentialabgriffe	78
6.1.5.3.2	Einfluß der Temperatur	79
6.1.5.3.3	Einfluß der Stromstärke	81
6.1.5.3.4	Vergleich mit Finite-Element-Ergebnissen	82
6.1.5.3.5	Vergleich mit dem optisch vermessenen Rißverlauf	82

		<u>Seite:</u>
6.1.6	Mathematische Beschreibung der Eichkurven	83
6.2	Vermeidung von Biegemomenten in RSO-Rohren	86
6.2.1	Ursachen für Biegemomente und Maßnahmen zur Vermeidung	86
6.2.2	Ungleichmäßigkeit des Rißfortschritts	87
6.2.3	Weitere Maßnahmen zur Erreichung einer gleichmäßigen Rißausbreitung	87
6.2.4	Erklärung der Unregelmäßigkeit in der Rißausbreitung	90
7.	Durchführung der Experimente und Auswertemethoden	92
7.1	Kriechrißwachstum	92
7.1.1	Versuchsprogramm und Versuchsdurchführung	92
7.1.2	Auswertung	93
7.2	Ermüdungsrißwachstum	98
7.2.1	Versuchsprogramm und Versuchsdurchführung	98
7.2.2	Vorgehensweise bei der Rißlängenbestimmung	99
7.2.3	Auswertung	102
8.	Ergebnisse	105
8.1	Kriechrißwachstum	105
8.1.1	Versuche an 1" CT-Proben	105
8.1.1.1	Spannungsintensitätskonzept und Nettospannungskonzept	106
8.1.1.2	Energieratenintegralkonzept	109
8.1.1.3	Werkstoffreaktion bei hohen Belastungen	113
8.1.2	Versuche an RSO-Rohren	115
8.1.2.1	RSO-Rohre im Anlieferungszustand	115
8.1.2.2	Einsatzbeanspruchtes RSO-Rohr	120
8.1.3	Fraktographische Untersuchungen	122

		Seite
8.2	Ermüdungsrißwachstum	125
8.2.1	Versuche an Normproben	129
8.2.1.1	Reproduzierbarkeit der Rißwachstumskurven	129
8.2.1.2	Temperatureinfluß	131
8.2.1.3	Vergleich der Werkstoffe	134
8.2.1.4	Rißwachstum bei hohen Belastungen	135
8.2.2	Einfluß der Probengeometrie und Übertrag- barkeit auf RSO-Rohre	136
8.2.2.1	Vergleich der Rißwachstumskurven	136
8.2.2.2	Kenngößen der Rißwachstumskurven	143
8.2.3	Einsatzbeanspruchte RSO-Rohre	148
8.2.4	Fraktographische Untersuchungen	153
9.	Zusammenfassung	158
10.	Verwendete Literatur	161

Anhang

I :	Verwendete Gleichungen	176
II:	Eigene Veröffentlichungen, die in Zusammen- hang mit den vorliegenden Arbeiten stehen	181

1. Zielsetzung

Das Sicherheitskonzept zukünftiger HTR-Anlagen zur Nutzung nuklearer Prozeßwärme stützt sich auf die beiden Sicherheitsprinzipien "Störfallverhinderung" und "Störfallbeherrschung" ab. Im Rahmen dieses Konzeptes müssen neben betriebsüberwachenden Maßnahmen wie im Leichtwasserreaktorbereich auch bruchmechanische Analysen zur Beurteilung des Bauteilverhaltens vor und während des Betriebes einer im Hochtemperaturbereich betriebenen Komponente herangezogen werden. Für derartige Analysen lagen die experimentellen und theoretischen Grundlagen für die wärmetauschenden Komponenten im Temperaturbereich oberhalb 700 °C bisher nicht vor.

Es war das Ziel der hier dargelegten Forschungsaufgabe, einen Beitrag zu experimentellen und theoretischen Grundlagen für das Bewerten von fehlerbehafteten Rohren zu leisten. Am Beispiel der Spaltrohre eines nuklear beheizten Röhrenspaltofens zur Methanreformierung sollte die Übertragbarkeit der Ergebnisse aus Normproben auf künstlich geschädigte Rohre dokumentiert werden.

1.1 Begründung

Die mit Ende des Jahres 1983 abgeschlossenen Arbeiten des Forschungsvorhabens SR 191 "Erarbeitung von Grundlagen zu einem Regelwerk über die Auslegung von HTR-Komponenten für Anwendungstemperaturen oberhalb 800 °C" /1/ haben in einigen Bereichen der Komponentenauslegung und der Komponentenbeurteilung offene Fragen ergeben, die experimentell und vertiefend zu untersuchen sind. Dies gilt insbesondere für die Anwendung bruchmechanischer Analysen im Hochtemperaturbereich.

Die durchgeführten Untersuchungen sind von grundsätzlicher Bedeutung für die Überprüfung, inwieweit Leck-vor-Bruch-Argumentationen zum Nachweis der Integrität eines hochtemperaturbeaufschlagten Bauteils und zur Beherrschung von zu unterstellenden Störfällen herangezogen werden können. Diese Untersuchungen können Entscheidungshilfen dazu geben, inwieweit in einem HTR-Regelwerk, ähnlich wie beim Regelwerk für Leichtwasserreaktoren (LWR), die Beurteilung des Komponentenverhaltens durch geeignete bruchmechanische Analysen erlaubt werden kann.

Die sicherheitstechnische Begründung erhalten diese Untersuchungen aus der Tatsache, daß mit Nutzbarmachung der Hochtemperatur-Bruchmechanik das Sicherheitsprinzip "Störfallverhinderung" im Rahmen des HTR-Sicherheitskonzeptes gestärkt werden könnte.

Schon seit geraumer Zeit gibt es Ansätze wie das C^* - und K_I -Konzept, die den Rißfortschritt bei höheren Temperaturen beschreiben /2/, doch waren sie für den Hochtemperaturbereich, in dem zeitabhängige Verformungen das Werkstoffverhalten und damit die Standzeit einer Komponente bestimmen, bisher noch nicht abgesichert. Daher war es notwendig, Versuche an Bruchmechanikproben (CT-Proben) im Rahmen eines Sicherheitskonzeptes für den Hochtemperaturreaktor durchzuführen. Zur Gewährleistung der Übertragbarkeit waren aber auch Untersuchungen an anderen Probenformen (z. B. Innenrißprobe) und Bauteilen erforderlich.

Sicherheitstechnisch wichtige Bauteile sind die Reformerrohre des Röhrenspaltofens (RSO-Rohre) als Kühlmittelbarriere. In den Röhrenspaltöfen (RSO) tritt das primäre Helium mit ca. 950 °C ein und gibt über die RSO-Rohrwand die Wärme zur Methanreformierung ab. Dabei kühlt sich das Gas ab. Somit fallen die mittleren Wandtemperaturen entlang des Rohres von rund 900 °C auf rund 700 °C ab. Als Werkstoff wird in den kälteren Bereichen die Eisenbasislegierung INCOLOY 800 H eingesetzt werden. Für die Bereiche mit höchster Arbeitstemperatur ist die Nickelbasislegierung INCONEL 617 vorgesehen.

Wegen der durch Temperaturtransienten im Verlaufe von An- und Abfahrvorgängen sowie Störfällen verursachten Sekundärspannungen, die bedeutend höher als die primären sein können und in axialer Richtung verlaufen, sind Umfangsfehler in Rohren als kritisch anzusehen. Es war daher notwendig, diese vorrangig zu untersuchen.

Diese Untersuchungen an Grundwerkstoffen sind auch der erste Schritt für die Beurteilung von Schweißnähten mit Gefügestörungen im Schweißgut oder der wärmebeeinflussten Zone.

1.2 Frühere Arbeiten im IRW

Im Rahmen der EG-HTR betreibt das IRW seit ca. 10 Jahren Zeitstandprüffelder (vergl. Abb. 1), in denen ausgewählte Legierungen für metallische HTR-Komponenten getestet werden (z. Z. bis ca. 30.000 h) /3/. Mit diesen Daten können Extrapolationen bis zu ca. 75.000 h entsprechend den DIN-Vorschriften vorgenommen werden. Im Jahre 1982 wurden Versuchsanlagen in Betrieb genommen, die es gestatten, die an Normproben gewonnenen Werkstoffkennwerte an realen Bauteilen unter mehrachsigen Beanspruchungen zu überprüfen. Damit können Stoffgesetze abgeleitet bzw. ihre Gültigkeitsbereiche nachgewiesen werden.

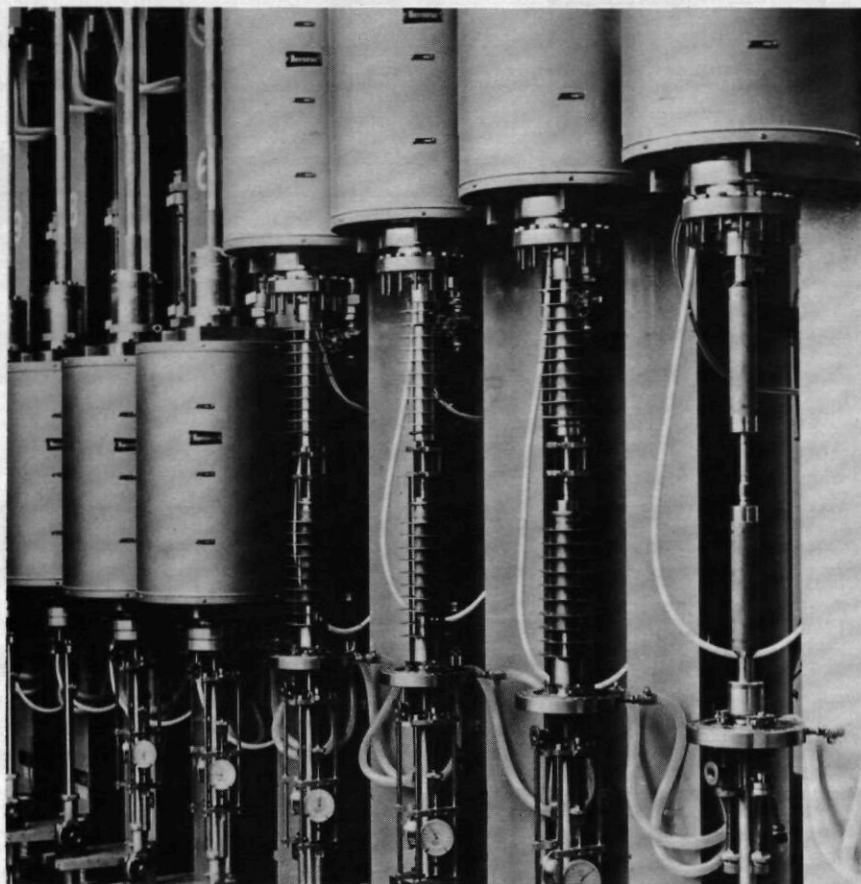


Abb. 1.1: Zeitstandprüffelder ZEMAK der KFA

Erste Untersuchungen zur Übertragbarkeit von Werkstoffkennwerten wurden an ungeschädigten Wärmetauscherrohren aus INCOLOY 800 H der Abmessungen 22 mm \varnothing x 2.2 mm durchgeführt /4/ (s. Abb. 2). Die Rohrabschnitte wurden bei hohen Temperaturen oberhalb 800 °C durch Zug, Innendruck und Torsion, bzw. deren Kombination belastet. Ähnliche Versuche wurden an RS0-Rohren mit den Abmessungen 120 mm \varnothing x 10 mm durchgeführt (Abb. 3).

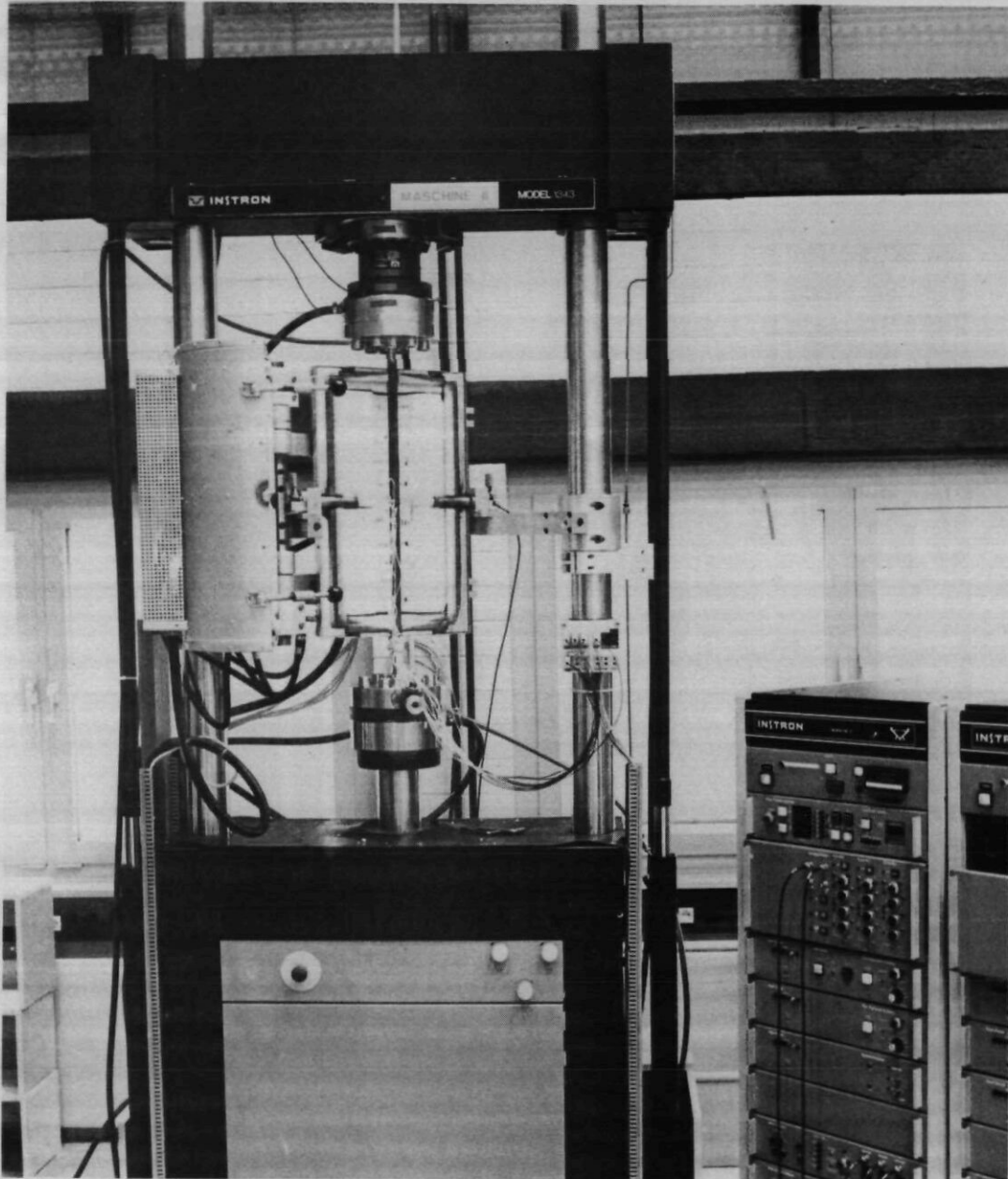


Abb. 1.2: Zug-Torsions-Maschine zur Aufbringung mehrachsiger Beanspruchungen auf Wärmetauscher-Rohre

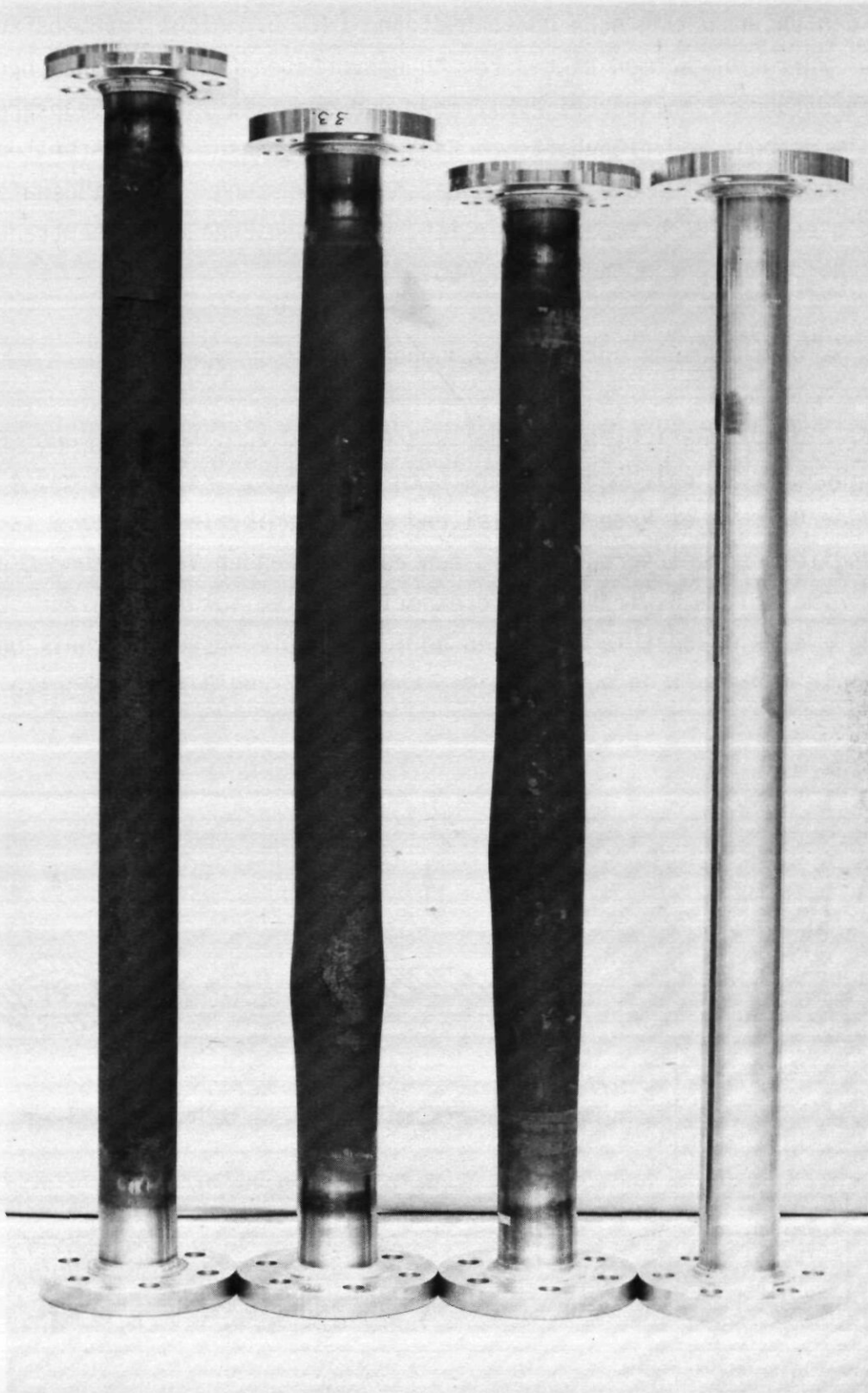


Abb. 1.3: In mehrachsigen Zeitstandversuchen beanspruchte RS0-Rohre
(rechts: Ausgangszustand)

Neben den Untersuchungen an ungeschädigten (d. h. nicht rißbehafteten) Proben wurde im Rahmen dieses Forschungsvorhabens mit Untersuchungen zum Rißausbreitungsverhalten bei zyklischer und quasistatischer Beanspruchung an Normproben und rißbehafteten Bauteilen begonnen. Diese Arbeiten sind die Voraussetzung für die bruchmechanische Bewertung von rißbehafteten Komponenten im Hochtemperaturbereich, an dessen Ende eine Übertragungskette: Normprobe - Komponente (s. Abb. 4) steht.

1.3 Durchführung der Untersuchungen

In Kap. 2 dieses Berichtes wird der Wissensstand zum Kriech- und Ermüdungsrißwachstum bei hohen Temperaturen dargelegt. Kapitel 3 und 4 geben einen Überblick über Probenmaterial und Prüftechnik. In Kapitel 5 ist das ursprüngliche Arbeitsprogramm mit den entsprechenden Veränderungen aufgelistet. In Kapitel 6 wird über die experimentellen Vorarbeiten zur Untersuchung des Rißwachstums in Rohren berichtet. Die Auswertetechnik und die Ergebnisse der Arbeiten wurden in den Kapiteln 7 und 8 zusammengestellt.

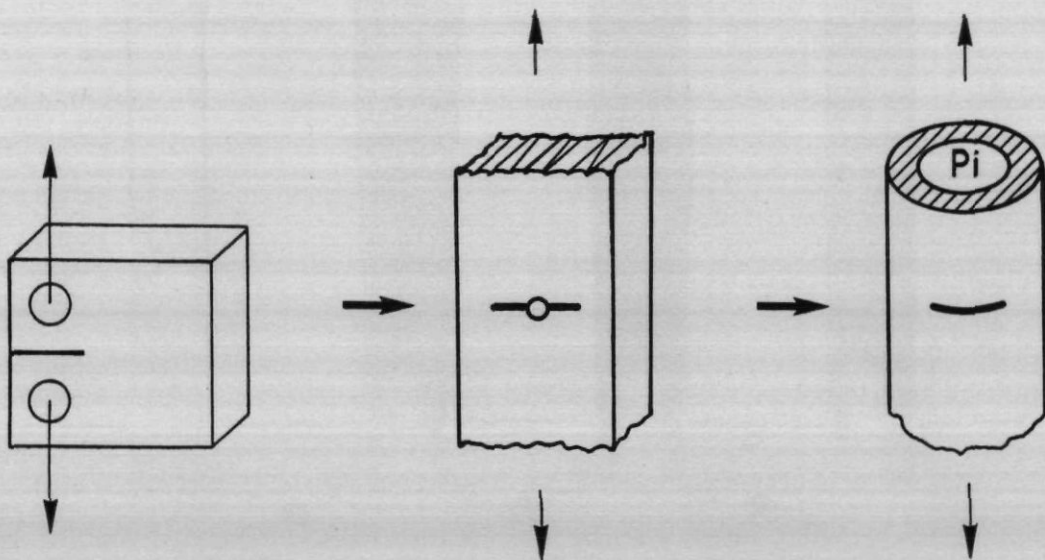


Abb. 1.4: Schema der Übertragung bruchmechanischer Kennwerte von Normproben auf Bauteile

2. Gegenwärtiger Wissensstand zur Beschreibung des Rißwachstums bei hohen Temperaturen

Für eine quantitative Beschreibung des Einflusses von makroskopischen Rissen auf die Festigkeit und die Standzeit von Bauteilen stehen für den Temperaturbereich mit überwiegend zeitunabhängigem Werkstoffverhalten eine Reihe von bruchmechanischen Konzepten zur Verfügung.

Die Verwendung dieser Konzepte bei hohen Betriebstemperaturen mit deutlich zeitabhängigem Werkstoffverhalten ist noch nicht gesichert.

Für die Auslegung und sicherheitstechnische Bewertung der im Hochtemperaturbereich belasteten Komponenten wurden für die vorgesehenen Werkstoffe in anderen Labors zum Teil bereits Untersuchungen zum Ermüdungs- und Kriechrißwachstum durchgeführt.

Auf der Grundlage einer Schrifttumsauswertung wurde eine Auswahl von bruchmechanischen Konzepten unter besonderer Berücksichtigung einer möglichen Anwendbarkeit im Hochtemperaturbereich getroffen.

Getrennt nach Kriechrißwachstum und Ermüdungsrißwachstum werden zunächst die gebräuchlichen Konzepte aufgezeigt und dann auf Ergebnisse aus der Literatur eingegangen, wobei den Ergebnissen der in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo besondere Aufmerksamkeit geschenkt wird. Ausscheidungsgehärtete Nickelbasislegierungen werden wegen ihrer in kerntechnischen Anlagen begrenzten Einsatzmöglichkeiten nur am Rande angesprochen.

2.1 Kriechrißwachstum

Das Werkstoffverhalten an einer mit konstanter Last beanspruchten mikroskopisch scharfen Rißfront wird im Bereich hoher Temperaturen in 4 Phasen gegliedert /5/:

- Spannungsrelaxation infolge Spannungsumlagerung,
- lokale Schädigung durch inelastische Verformungen,

- makroskopisches Kriechrißwachstum durch Vereinigung lokaler Schädigungen,
- Bruch.

Unter Kriechrißwachstum versteht man das Wachstum makroskopischer Risse bei statischer oder quasistatischer Belastung bei erhöhten Temperaturen. Je nach Werkstoffverhalten stellen sich unterschiedliche Spannungs-Dehnungsfelder an der Rißspitze ein, die das Kriechrißwachstum steuern. Mit Hilfe von Finite-Element-Untersuchungen konnten meist einfache mathematische Zusammenhänge entwickelt werden, die die Spannungs-Dehnungsfelder unter bestimmten Annahmen und Voraussetzungen richtig beschreiben. In Abhängigkeit der Belastungsbedingungen wurden unterschiedliche bruchmechanische Belastungsgrößen (K_I , J , C^*) gefunden, auf deren Basis das Spannungs-Dehnungsfeld mit einem einparametrischen Ansatz charakterisiert werden soll. Dabei wird stets ein makroskopischer Riß in einem Kontinuum betrachtet.

2.1.1 Das Spannungsintensitätskonzept

Das Spannungsintensitätskonzept ermöglicht die quantitative Erfassung des Rißwachstums unter der Annahme einer überwiegend linear-elastischen Verformung bis zum Versagen. Im Falle einer Modus I-Belastung wird der Spannungsverlauf in der Nähe der Rißspitze näherungsweise durch die sogenannten Sneddon-Gleichungen wiedergegeben /9/.

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\vartheta}{2} (1 - \sin \frac{\vartheta}{2} \sin 3 \frac{\vartheta}{2}) \quad (2.1a)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\vartheta}{2} (1 + \sin \frac{\vartheta}{2} \sin 3 \frac{\vartheta}{2}) \quad (2.1b)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\vartheta}{2} \cos \frac{\vartheta}{2} \cos 3 \frac{\vartheta}{2} \quad (2.1c)$$

Bei Vorliegen des ebenen Dehnungszustandes tritt abhängig von den Proben- bzw. Bauteilabmessungen infolge der Verformungsbehinderung in z-Richtung noch die Spannungskomponente σ_z auf:

$$\sigma_z = \nu (\sigma_x + \sigma_y) \quad (2.1d)$$

Diese Gleichungen gelten nur in der Umgebung der Rißspitze ($0 < r \ll a$; a = Rißlänge).

Nach den Gleichungen (2.1a) - (2.1d) werden die Spannungen mit Annäherung an die Rißspitze ($r \rightarrow 0$) unendlich groß; d. h. der Spannungszustand hat an der Rißspitze eine $x^{-1/2}$ Singularität, die für das linear-elastische Spannungsfeld am Riß charakteristisch ist. Das Spannungsfeld in der Nähe der Rißspitze wird durch die Gleichungen (2.1a) - (2.1d) eindeutig beschrieben, sie hängen außer von den Polarkoordinaten r und ϑ nur von der Konstanten K_I ab, dem Spannungsintensitätsfaktor. Der Spannungsintensitätsfaktor ist ein Maß für die Spannungsüberhöhungen an der Rißspitze.

Der Spannungsintensitätsfaktor K_I ist eine Funktion der äußeren Spannung, der Rißlänge a und der Probengeometrie

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f(\text{Geometrie}, a) \quad (2.2)$$

mit $f(\text{Geometrie}, a)$ als einer dimensionslosen Funktion abhängig von der Geometrie und der Rißlänge. Im Falle eines langen und schmalen Risses in einer unter Zugspannung stehenden Scheibe unendlicher Ausdehnung (Rißmodell nach Griffith) hat die Funktion $f(\text{Geometrie}, a)$ den Wert 1. Für eine Reihe von heute gebräuchlichen Laborproben und einfachen Bauteilen sind diese Funktionen, die durch analytische Methoden oder durch Finite-Element-Rechnungen bestimmbar sind, publiziert /10/.

Als Bruchkriterium ist der Beginn der instabilen Rißausbreitung eines zunächst ruhenden Risses beim Erreichen eines kritischen Wertes des Spannungsintensitätsfaktors K_I unter der Bedingung des ebenen Dehnungszustandes definiert. Dieser kritische Wert wird mit Bruchzähigkeit K_{Ic} bezeichnet.

Für das Bruchverhalten ist von entscheidender Bedeutung, inwieweit der Werkstoff Spannungsüberhöhungen an der Rißspitze durch lokale plastische Verformungen abbauen kann. Der Werkstoff bildet unter Belastung eine plastische Zone aus (Abb. 2.1), deren Größe sich abschätzen läßt, wenn in

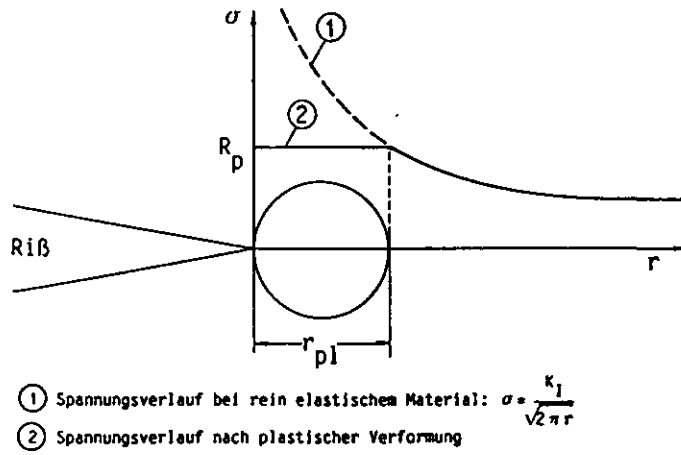


Abb. 2.1: Plastische Zone vor der Rißspitze

den Gleichungen (2.1a) bis (2.1c) die Spannungskomponenten durch die Streckgrenze R_p ersetzt werden. Für das Ligament ($\lambda = 0$) ergibt sich dann für den ebenen Spannungszustand (ESZ):

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{R_p} \right)^2 \quad (2.3.a)$$

Im Fall des ebenen Dehnungszustandes (EDZ) ist Gleichung (2.3a) wie folgt zu korrigieren:

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{R_p} \right)^2 (1 - 2\nu)^2 \quad (2.3.b)$$

Das Spannungsintensitätskonzept diene ursprünglich nur zur Absicherung gegen spontanes Versagen im Falle überwiegend linearelastischen Materialverhaltens. Es kann jedoch auch zur Beschreibung des Kriechrißwachstums verwendet werden. Allerdings muß dabei vorausgesetzt werden, daß die an der Rißspitze bei Belastung entstehende Kriechzone klein gegenüber den Abmessungen von Probe und gegenüber der Fehlergröße bleibt /57, 58/. Hierdurch wird gewährleistet, daß die linearelastische Beanspruchung dominiert. In diesem Falle ist dann die Rißausbreitungsgeschwindigkeitsgerade:

$$da/dt = C \Delta K_I^m \quad (C, m = \text{Konstanten}) \quad (2.4)$$

Die Spannungen einer bis in den Kriechbereich belasteten Rißspitze zeigt schematisch Abb. 2.2. Eingezeichnet ist die sogenannte K-Zone, die eine Grenzkurve darstellt, innerhalb der die Ausdehnung der plastischen Zone und der Kriechzone noch als hinreichend klein gegenüber den Probenabmessungen bzw. Bauteil angesehen werden kann, so daß überwiegend linearelastisches Materialverhalten vorliegt. Nach Aufbringen der Belastung wird zunächst vor der Rißspitze eine plastische Zone aufgebaut. Infolge von Kriechprozessen bildet sich eine Kriechzone vor der Rißspitze aus, die mit der Zeit wächst. Ihre Ausdehnung entscheidet über die Anwendbarkeit einzelner Konzepte. Solange die Kriechzone kleiner als die K-Zone ist, ist der Spannungsintensitätsfaktor K_I der das Spannungs-Dehnungsfeld charakterisierende Parameter, und damit die das Rißwachstum beschreibende Größe. Erreicht die Kriechzone die Größe der K-Zone, verliert das K_I -Konzept seine Gültigkeit.

Zur Abschätzung der Dimension der Kriechzone kann nach Ewald /59/ die Gleichung (2.3a) herangezogen werden. Im zeitabhängigen Werkstoffbereich muß statt der Streckgrenze ein zeitabhängiger Werkstoffkennwert benutzt werden. Ewald /59/ ersetzt die Streckgrenze durch die Zeitstandfestigkeit $R_{mt}(t)$, so daß für die Dimension der Kriechzone r_{cr} gilt:

$$r_{cr} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{R_{mt}(t)} \right)^2 \quad (2.5)$$

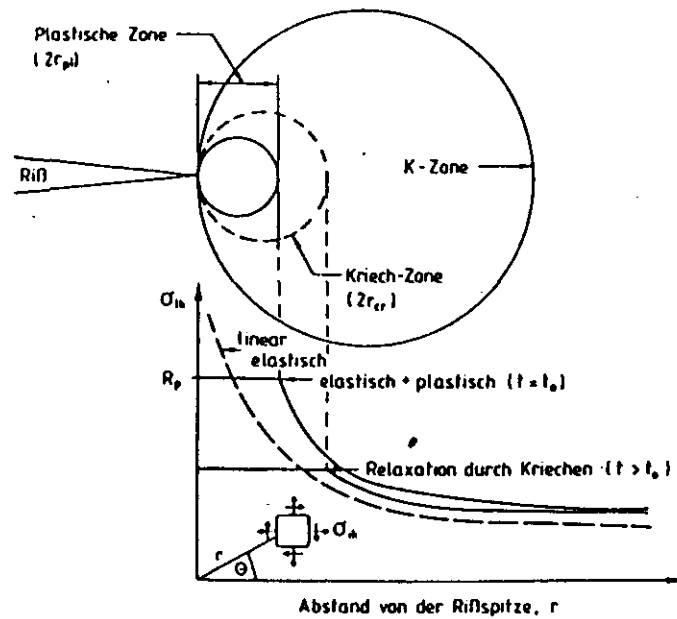


Abb. 2.2: Darstellung der Verformungszonen bei konstanter Belastung im Hochtemperaturbereich zur Zeit t /55/

2.1.2 Das Energieratenintegral C^*

2.1.2.1 Definition und physikalische Interpretation

Von Landes und Begley /60/ wurde das Energieratenintegral C^* als bruchmechanische Belastungsgröße zur Beschreibung des Kriechrißwachstums eingeführt. Goldmann und Hutchinson /61/ haben gezeigt, daß sich bei großen Kriechverformungen die Spannungen und Dehnungen im Bereich der Rißspitze näherungsweise mit C^* beschreiben lassen.

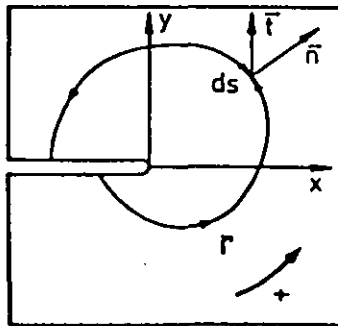
Für eine Anwendung von C^* wird ein Materialverhalten vorausgesetzt, das einem nichtlinearen Kriechgesetz folgt. Diese Bedingung ist bei Werkstoffen mit ideal viskosem Materialverhalten erfüllt, bei denen elastische Effekte und Übergangskriechen vernachlässigbar sind. In diesem Fall wird mit C^* das Spannungs-Dehnungsgeschwindigkeitsfeld im Bereich eines makroskopischen Risses charakterisiert. Bei realen Werkstoffen gelten diese Voraussetzungen erst im Grenzfall langzeitiger Belastung.

Das C^* -Integral geht durch eine einfache Analogie aus dem J-Integral hervor, wobei die Dehnungen ϵ_{ij} und Verschiebungen u_i durch ihre zeitlichen Ableitungen zu ersetzen sind. C^* ist in Analogie zum J-Integral /62/ der elasto-plastischen Bruchmechanik als ein wegunabhängiges Integral für zweidimensionale Dehnungsfelder wie folgt definiert /60/:

$$C^* = \int \left(W^* \cdot dy - \bar{t}_i \frac{\delta \bar{u}}{\delta x} ds \right) \quad (2.6)$$

$$\text{mit } W^* = \int_0^{\dot{\epsilon}_{mn}} \sigma_{ij} \cdot d\dot{\epsilon}_{ij} \quad (\text{zeitliche Änderung der Verformungsarbeit})$$

Sonstige Größen sind in Abb. 2.3 dargestellt.



- Γ Integrationsweg um die Rispspitze
- ds Weginkrement von Γ
- σ_{ij} Spannungstensor
- $\dot{\epsilon}_{ij}$ Dehnungsgeschwindigkeitstensor
- \bar{t} Spannungsvektor
- \bar{u} Vektor der Verschiebungsgeschwindigkeit entlang des Integrationsweges
- \bar{n} Normalenvektor auf ds

Abb. 2.3: Skizze zur Erklärung der in Gl. (2.5) benutzten Größen

Physikalisch verständlich wird das C^* -Integral durch eine rein energetische Interpretation: Danach ist C^* die Differenz der auf die Dicke der Probe bezogenen Leistungen, die aufzuwenden sind, um zwei gleiche Proben mit infinitesimal unterschiedlichen Rißlängen auf denselben Wert der Reißaufweitungs geschwindigkeit v zu belasten (Abb. 2.4):

$$C^* = - \frac{1}{B} \frac{dU}{da} \quad (2.7)$$

Die Leistung U^* - die bei Belastung der Probe verrichtete Arbeit pro Zeiteinheit - ist gegeben durch

$$U^* = \int_0^v L \, dv \quad (2.8)$$

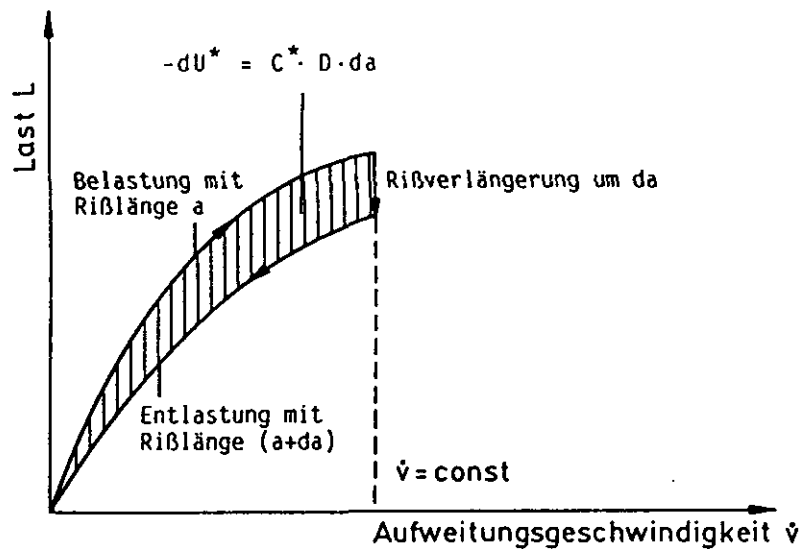


Abb. 2.4: Physikalische Bedeutung des Energieratenintegrals C^* (schematisch)

2.1.2.2 Ermittlung von C^* aus Experimenten

Eine sehr aufwendige Methode, C^* -Werte zu ermitteln, ist die Mehrproben-technik. Hierbei werden mehrere unterschiedlich tief angerissene Proben mit konstanter Last oder konstanter Abzugsgeschwindigkeit belastet. Eine Auswertung erfolgt dann mit Gleichung (2.6) nach einem in /60/ vorgegebenen Verfahren. Ein Nachteil dieser Methode ist, daß zur Ermittlung einer einzigen Rißfortschrittskurve mindestens 3 Proben notwendig sind.

Um diesen Nachteil zu umgehen, wird überwiegend die Einprobentechnik eingesetzt, bei der je eingesetzter Probe eine Rißwachstumskurve erstellt werden kann. Für die Berechnung der C^* -Werte an CT-Proben durchgeführter

Experimente stehen eine Reihe von Gleichungen zur Verfügung (Tab. 2.1). Wegen ihrer Einfachheit wird häufig die Näherungsgleichung 2 in Tabelle 2.1 benutzt. Sie ist jedoch auf Werte des Kriechexponenten n deutlich größer als 1 beschränkt.

Tab. 2.1: Aus der Literatur bekannte Gleichungen zur Ermittlung von C^* für CT-Proben

Autor	Gleichung
Koterazawa/Mori /64/	1) $C^* = 2 \cdot \frac{n-1}{n+1} \cdot \sigma_{\text{Lig}} \cdot \dot{v}$
	2) $C^* = 2 \cdot \sigma_{\text{Lig}} \cdot \dot{v}$ für $n \gg 1$
Shih /63/	3) $C^* = 2 \cdot \frac{n}{n+1} \cdot \sigma_{\text{Lig}} \cdot \dot{v}$
	4) $C^* = 2 \cdot \sigma_{\text{Lig}} \cdot \dot{v}$ für $n \gg 1$
Wagner/Riedel /65/	5) $C^* = a \cdot B \cdot \sigma_{\text{Lig}}^{n+1} \cdot g_1(a/w, n)$
Wagner/Riedel /65/	6) $C^* = \sigma_{\text{Lig}} \cdot \dot{v} \cdot g_2(a/w, n)$
Wagner/Riedel /65/	7) $C^* = \dot{v}^{(n+1)/n} / (a \cdot B)^{1/n} \cdot g_3(a/w, n)$

$g_i(a/w, n)$, $i=1, 3$: Funktionen nach Anhang I.2

Gleichungen 5 bis 7 in Tab. 2.1 können in Analogie zum J-Integral aus dem EPRI-Handbuch /66/ hergeleitet werden.

Nach Riedel /67/ weichen die nach den Gleichungen 5-7 (Tab. 2.1) berechneten C^* -Werte nicht mehr als um einen Faktor 10 voneinander ab. Gleichung 6 (Tab. 2.1) entspricht für die CT-Probe näherungsweise den Gleichungen 2 und 4, da die Funktion $g_2(a/w, n)$ (Tab. 2.1) einen Wert von ungefähr 2 annimmt. Ein Nachteil von Gleichung 5 (Tab. 2.1) ist, daß C^* durch den Term $\sigma_{\text{net}}^{n+1}$ sehr empfindlich vom Exponenten des Norton'schen Kriechgesetzes abhängt, der experimentell nur mit relativ hohen Streuungen bestimmbar ist.

2.1.2.3 Charakteristische Zeit t_1 - Abgrenzung zum Spannungsintensitätskonzept

Die charakteristische Zeit t_1 dient zur Abgrenzung des K_I -kontrollierten Belastungsbereiches (Kleinbereichsfließen) vom C^* -kontrollierten Belastungsbereich (ausgedehntes Kriechen). Für Einsatzzeiten $t < t_1$ für das Bauteil befindet man sich im K_I -kontrollierten Bereich, für $t > t_1$ kann das Kriechrißwachstum durch C^* beschrieben werden. Die charakteristische Zeit ist für den ebenen Dehnungszustand gegeben durch die Beziehung /2, 65/.

$$t_1 = \frac{K_I^2 (1-\nu)^2}{(n+1) C^* E} \quad (2.9)$$

Die praktische Bedeutung der charakteristischen Zeit t_1 wurde durch numerische Rechnungen von Ehlers /69/ bestätigt. Bis t_1 ändert sich die Verschiebung des Kraftabgriffes um nicht mehr als 30 % des elastischen Wertes und steigt danach stark an.

Eine Abschätzung, ob Kleinbereichsfließen oder ausgedehntes Kriechen der Probe vorliegt, kann auch durch einen Vergleich der Kriechzonengröße mit der Rißlänge erfolgen /2/. Mit einem analytischen Modell /2/ kann die Größe der Kriechzone zum Zeitpunkt der charakteristischen Zeit abgeschätzt werden. Sie liegt in der Größenordnung von 1/10 der Rißlänge. In der bisherigen Theorie wurden für die Verwendung der bruchmechanischen Belastungsparameter K_I und C^* die beiden Grenzfälle Kleinbereichsfließen und ausgedehntes Kriechen angegeben, wobei die charakteristische Zeit t_1 den Übergang zwischen den beiden Grenzfällen wiedergibt. Der Bereich zwischen den beiden Grenzfällen kann durch keines der beiden Konzepte exakt genug beschrieben werden.

2.1.3 Das Nettospannungskonzept

Das Nettospannungskonzept ist ein empirischer Ansatz und geht davon aus, daß das Rißwachstum im Kriechbereich von der Spannung im tragenden Querschnitt σ_{net} bestimmt wird. Unter dieser Voraussetzung sollte das Riß-

wachstum in Analogie zum Spannungsintensitätskonzept mit einem Potenzgesetz der Form

$$da / dt = C \sigma_{\text{net}}^m \quad (2.10)$$

beschreibbar sein (C , m : Konstanten).

Eine eindeutige Aussage, unter welchen Belastungs- und Werkstoffbedingungen der Einsatz des Nettospannungskonzeptes gerechtfertigt ist, kann bisher nicht gemacht werden /56/. In zwei Grenzfällen könnte die Verwendung des Nettospannungskonzeptes zur Beschreibung des Kriechrißwachstums möglicherweise herangezogen werden:

- a) Die Spannungsüberhöhungen vor der Rißspitze werden bei Werkstoffen hoher Duktilität infolge von Relaxationsvorgängen soweit abgebaut, daß sie etwa den im übrigen tragenden Querschnitt vorliegenden Spannungen entsprechen /70/. Durch Verformungskonzentrationen im Rißspitzenbereich wird dann die Lebensdauer von Kriechprozessen analog zu Zeitstandversuchen und nicht durch makroskopisches Rißwachstum bestimmt /71/.
- b) Die Theorie, das bruchmechanische Werkstoffverhalten in einen K_I -kontrollierten Bereich und in einen C^* -Bereich zu untergliedern, basiert auf der Voraussetzung, daß die Prozeßzone, in der die Bildung und das Zusammenwachsen der Poren erfolgt, gegenüber der Ausdehnung der Kriechzone klein ist /72/.

In kleinen Proben oder Bauteilen mit geringer Wanddicke aus sehr zähen Werkstoffen kann diese Prozeßzone das gesamte Restligament erfassen /73/. Unter dieser Voraussetzung ist eine Korrelation des Rißwachstums mit dem C^* - oder K_I -Konzept nicht mehr möglich. Stattdessen könnte das Werkstoffverhalten eher durch das Nettospannungskonzept beschreibbar sein.

2.1.4 Schrifttumsauswertung zum Kriechrißwachstum

Viele Untersuchungen an Superlegierungen (Discaloy, Alloy 718, Udimet 700, Astroloy, Rene 95, Rene 41, Waspaloy, Nimonic 115, Nimonic 105, IN 738 und

IN 100 /82/), die auch bei Temperaturen oberhalb 600 °C sehr hohe Zeitstandfestigkeiten mit im Vergleich zu den mischkristallverfestigenden Werkstoffen geringer Zähigkeit aufweisen, haben den Spannungsintensitätsfaktor K_I als geeigneten bruchmechanischen Parameter zur Beschreibung des Kriechrißwachstums aufgezeigt. Einige dieser Untersuchungen an den oben genannten Superlegierungen (Discaloy, Alloy 718, Udimet 700 und IN 100) wiesen aber auch das C^* -Konzept als geeignet aus.

Ein Kriterium dafür, daß sich ein Konzept auch für eine Abschätzung des Rißwachstums in Bauteilen eignet, ist eine gute Übereinstimmung von an unterschiedlichen Probengeometrien ermittelten Rißwachstumsergebnissen. Landes und Begley /60/ kamen durch Untersuchungen an zwei verschiedenen Probenformen (CT-Probe und CCP-Probe, Discaloy, $T = 650$ °C) zu dem Ergebnis, daß das C^* -Konzept besser geeignet ist als das K_I -Konzept. Zu dem gleichen Ergebnis kommen Nikbon et al. /83/ in ihren Untersuchungen an dem in Wasserdampfturbinen eingesetzten ferritischen Stahl 0,5 Cr 0,5 Mo 0,25 V ($T = 565$ °C, verschiedene Probengeometrien), der ein deutlich kleineres Streuband bei Korrelation mit C^* im Vergleich zur Korrelation mit K_I aufwies. Wallace et al. /84/ wiesen auf einen Einfluß der Dicke bei den auf der Grundlage des K_I -Konzeptes ermittelten Rißwachstumskurven hin; dabei lagen die Rißwachstumsraten, die an dicken Proben (Breite 7 mm) ermittelt wurden, um ein bis zwei Größenordnungen über denen an dünnen Proben ermittelten.

Austenitische Stähle AISI 304 und 316

Die umfangreichsten Untersuchungen zum Kriechrißwachstum wurden für die Werkstoffqualifizierung des Schnellen Brutreaktors in den USA während der 70er Jahre am AISI 304 im Temperaturbereich 600 - 650 °C vorgenommen.

Die Ergebnisse können wie folgt zusammengefaßt werden /85 - 87/:

- Die an einer Probengeometrie ermittelten Kriechrißwachstumskurven, basierend auf dem K_I - und dem Nettospannungskonzept zeigten nur kleine Streuungen; ein Vergleich zwischen verschiedenen Probengeometrien zeigte größere Unterschiede um bis zu zwei Größenordnungen in der Rißwachstumsgeschwindigkeit.

- Die an unterschiedlichen Probengeometrien ermittelten Rißwachstums-kurven, basierend auf dem C^* -Konzept, zeigten ein Streuband von etwa einer Größenordnung (Abb. 2.5).

Aus diesen Ergebnissen wurde gefolgert, daß aufgrund der kleinen Streubreite trotz unterschiedlicher Probengeometrie das Kriechrißwachstum in AISI 304 am besten mit dem C^* -Konzept beschrieben werden kann.

Untersuchungen an AISI 316 von Curbishley et al. /88/ (CT- und DEN-Proben, $T = 625\text{ °C}$) und Sadananda und Shahinian /89/ (CT- und CN-Proben, $T = 593\text{ °C}$) kamen zu den gleichen Ergebnissen. In Abb. 2.5 sind die Ergebnisse nach /89/ dargestellt.

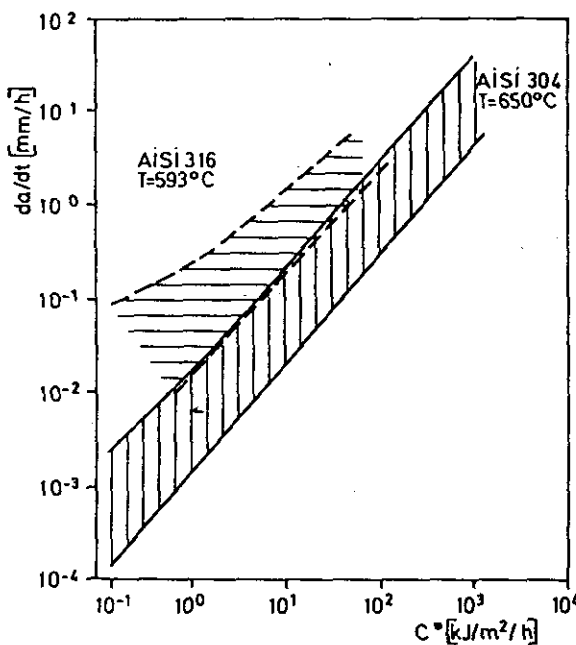


Abb. 2.5:

Kriechrißwachstum in AISI 304 bei 650 °C /85, 87/ und in AISI 316 bei 593 °C /89/

Aufgrund der stärkeren Verformungsbehinderung in der CT-Probe, infolge zusätzlicher Biegespannungen, sind nach /88/ die an CT-Proben ermittelten Kriechrißwachstumskurven für eine Übertragbarkeit auf Bauteile am ehesten geeignet. Bei gleichen C^* -Werten liegen die an CT-Proben ermittelten Rißwachstumsgeschwindigkeiten um eine halbe Zehnerpotenz über denen, die an DEN-Proben ermittelt wurden /88/.

Eine Übersicht einer Vielzahl von Ergebnissen ist in Abb. 2.6 wiedergegeben. Die zähen Werkstoffe liegen gut im Streuband des austenitischen Stahles AISI 304.

Wichtig bleibt festzuhalten, daß für eine Vielzahl von Werkstoffen zwar Kriechrißwachstumskurven vorliegen, die aber häufig nicht ausreichen, um klare Aussagen über eine Abhängigkeit von der Probengeometrie und damit über die Übertragbarkeit auf Komponenten machen zu können. Eine Ausnahme sind Untersuchungen an AISI 304; hier konnte durch ein breites Spektrum von verwendeten Probenformen eine Aussage zugunsten des C^* -Konzeptes gemacht werden.

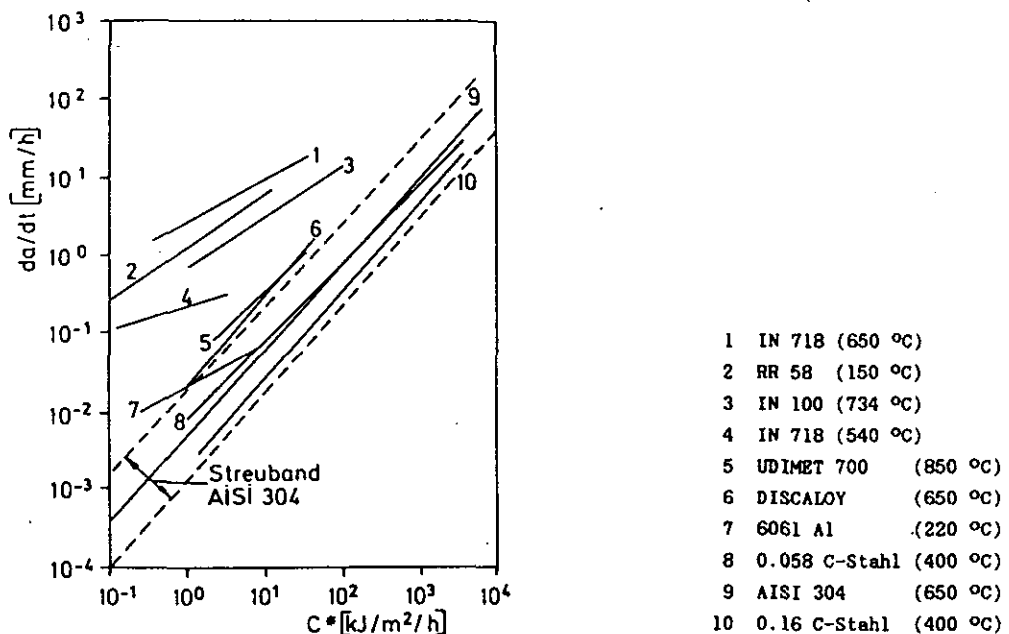


Abb. 2.6: Kriechrißwachstum für verschiedene metallische Werkstoffe /81/

X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo

Für die in dieser Arbeit untersuchten beiden Werkstoffe X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo liegen bereits Untersuchungen zum Kriechrißwachstum von Krompholz et al. vor (Tab. 2.2).

Tab. 2.2: Bisher vorliegende Ergebnisse zum Kriechrißwachstum an X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo

Autor	Werkstoff	Temperatur/°C	Probenform	Bemerkungen
Krompholz et al. /90/	X10NiCrAlTi 32 20	850, 900, 950, 1000	1/2" CT, Dicke 10,5 mm	σ_{net}
Krompholz et al. /91, 92/	NiCr 22 Co 12 Mo	850, 900, 950, 1000	1/2" CT, Dicke 10,5 mm	σ_{net}, K_I
Breuer et al. /93/	NiCr 22 Co 12 Mo	850, 900, 1000	1/2" CT, Dicke 10,5 mm	C^*
Hollstein, Blaue /94/	X10NiCrAlTi 32 20	800	CT-Proben Dicke 12,5 mm Dicke 25 mm	C^*

Weder das Nettospannungskonzept noch das Spannungsintensitätskonzept sind geeignet, das Kriechrißwachstum in den beiden Werkstoffen zu beschreiben. Die Ergebnisse zeigen weder einen eindeutigen Temperatureinfluß (Abb. 2.7), noch lassen sie sich mit dem postulierten Potenzgesetz

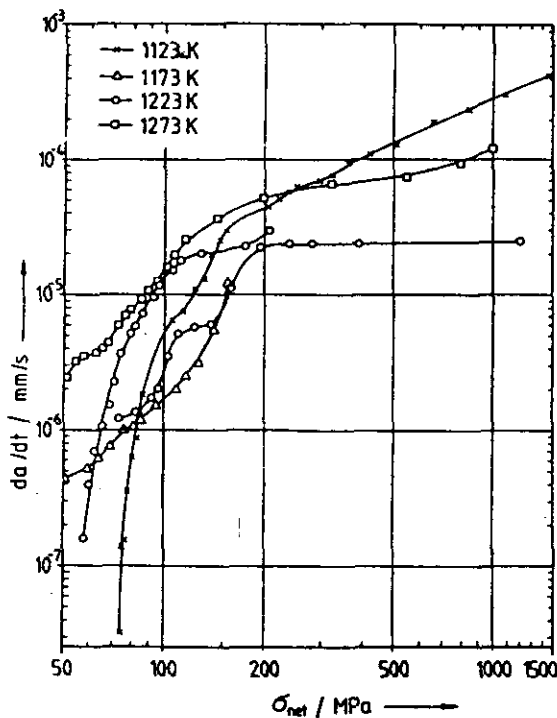


Abb. 2.7:
Beschreibung des Kriechrißwachstums mit dem Nettospannungskonzept für X10NiCrAlTi 32 20 /90/

(Gl. (2.10)) beschreiben. Es fällt allerdings auf, daß sich die Kriechwachstumskurven (Abb. 2.7) über einen großen Nettospannungsbereich (z. B. $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $50\text{ MPa} < \sigma_{\text{net}} < 1000\text{ MPa}$) erstrecken. Da die Anfangsnettospannungen meistens schon zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit der untersuchten Werkstoffe eingestellt wurden, lagen die Nettospannungen während der Experimente zum großen Teil oberhalb der Zugfestigkeit. Es wird angenommen, daß es durch starke Verformungen an der Rißspitze zur Abstumpfung der Rißfront kam, die dann zum Abknicken der Kriechrißwachstumskurve führte. Unterhalb der Knickpunkte im Anfangsbereich der Experimente ist durchaus eine Temperaturabhängigkeit zu erkennen, wenn die Kurven für $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ausgeklammert werden, bei denen möglicherweise bereits die Anfangsbelastungen zu hoch gewählt wurden. Auch ist fraglich, ob zum Ende der Versuche bei den erreichten hohen Verformungsgraden der Proben noch eine genaue Rißlängenmessung mit dem Potentialsondenverfahren möglich war.

Eine wesentlich bessere Beschreibung des Kriechrißwachstums ergibt sich für NiCr 22 Co 12 Mo mit dem C^* -Konzept (Abb. 2.8). Deutlich ist die mit der Temperatur steigende Rißwachstumscharakteristik zu erkennen.

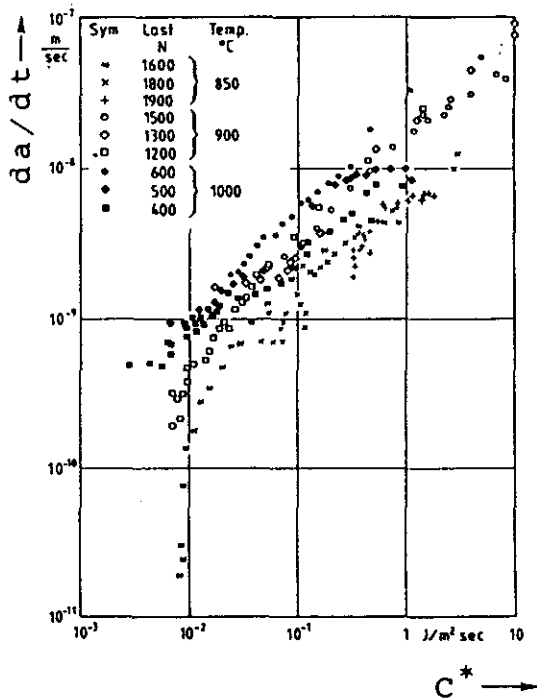


Abb. 2.8:

Beschreibung des Kriechrißwachstums mit dem C^* -Konzept im Temperaturbereich 850 bis $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ für NiCr 22 Co 12 Mo /93/

Untersuchungen von Hollstein und Blauel an X10NiCrAlTi 32 20 bei 800 °C (Tab. 2.2) zeigen, daß sich im Gegensatz zum Spannungsintensitätskonzept beim C^* -Konzept kein Einfluß der Probengeometrie auf das Kriechrißwachstum ergab /96/.

2.2 Ermüdungsrißwachstum

Im niedrigen und mittleren Temperaturbereich kann das Rißwachstum unter schwingender Belastung in der Regel mit dem zyklischen Spannungsintensitätskonzept beschrieben werden.

Unter der Voraussetzung, daß Kriecheinflüsse und sonstige zeitabhängigen Vorgänge wie Strukturveränderungen und Oberflächenveränderungen aufgrund niedriger Mittelspannungen bzw. kurzer Versuchszeiten das Rißwachstum nur wenig beeinflussen, und daß überwiegend linear-elastisches Materialverhalten vorliegt, kann das Spannungsintensitätskonzept auch im Hochtemperaturbereich zur Beschreibung des Rißwachstums herangezogen werden. Relaxationsvorgänge, die in diesem Temperaturbereich möglicherweise für den Abbau von Spannungsüberhöhungen sorgen, und überlagerte Kriechrißwachstumsvorgänge können vernachlässigt werden, wenn der Vorgang der Relaxation verglichen mit der Periodendauer der Schwingung vernachlässigbar klein ist.

2.2.1 Das zyklische Spannungsintensitätskonzept

Ausgehend von der Überlegung, daß die Spannungsverteilung an der Rißspitze allein durch den Spannungsintensitätsfaktor beschrieben werden kann, wird zur Beschreibung des Rißfortschritts durch zyklische Beanspruchung der zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK_I ($\Delta K_I = K_{I\max} - K_{I\min}$, mit $K_{I\max}$: K_I -Wert im Lastmaximum, $K_{I\min}$: K_I -Wert im Lastminimum) eingeführt.

Wird die zyklische Rißwachstumsgeschwindigkeit da/dN über den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK_I doppeltlogarithmisch aufgetragen, so ergibt sich ein sigmoidaler Verlauf (Abb. 2.9), der in drei Bereiche gliedert ist:

- Im Bereich A ($da/dN < 10^{-5}$ mm/Zyklus) nähert sich die Kurve dem Schwellwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{I0} , unterhalb dessen kein makroskopisches Rißwachstum zu erwarten ist.
- Im Bereich B (für metallische Werkstoffe: $10^{-5} < da/dN < 10^{-2}$ mm/Zyklus) läßt sich der Rißfortschritt durch einen Potenzansatz, die sogenannte Paris-Gleichung $da/dN = C (\Delta K_I)^m$ ($C, m = \text{Konstanten}$), beschreiben. In der doppeltlogarithmischen Darstellung stellt die Paris-Gleichung eine Gerade dar.
- Im Bereich C kommt es zu einer Annäherung an das statische Bruchverhalten. Beim Annähern an den kritischen Spannungsintensitätswert K_{IC} geht die Rißausbreitungsgeschwindigkeit gegen ∞ , und es tritt Versagen ein.

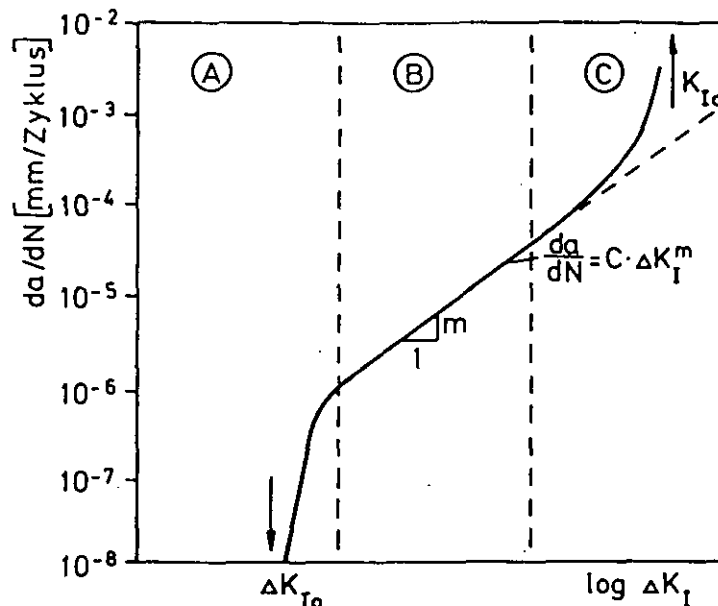


Abb. 2.9: Rißwachstumsgeschwindigkeit da/dN als Funktion des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_I /95/

Die Anwendung des Spannungsintensitätskonzepts zur Beschreibung des Rißwachstums bei zyklischer Belastung unterliegt den bereits in Kap. 2.1.1 angegebenen Gültigkeitsgrenzen. Im Falle zyklischer Belastung ist die plastische Zone kleiner als bei statischer oder zügiger Belastung mit gleichem $K_{I\max}$, da die Ausbildung der plastischen Zone auch durch die Belastungsgeschwindigkeit bestimmt wird.

Nach ASTM E 647 /96/ wird an das Ligament $w-a$ für eine CT-Probe folgende Bedingung gestellt:

$$w-a \geq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K_{I\max}}{R_p} \right)^2 \quad (2.11)$$

Die Verknüpfung der Gleichung (2.3a) mit (2.11) ergibt die Bedingung für die Größe der plastischen Zone $2r_{pl}$

$$2r_{pl} \leq 0,25 (w-a) \quad (2.12)$$

Demnach sollte die plastische Zone 25 % des Restligamentes nicht überschreiten.

James /97/ hält die Ligamentbedingung (Gl. 2.11) für niedrigfeste, stark verfestigende zähe Werkstoffe für zu restriktiv. Er schlägt vor, die Streckgrenze R_p in Gl. (2.11) durch die Fließspannung (hier: arithmetischer Mittelwert aus Streckgrenze und Zugfestigkeit) zu ersetzen. Die an 1" CT- und CT 4"-Proben aus dem austenitischen Stahl AISI 304 durchgeführten Versuche /97/ zeigten, daß die vorgeschlagene Ligamentbedingung für diesen zähen Werkstoff ausreicht, aber nicht so restriktiv ist wie die nach ASTM E 647 /96/ angegebene Ligamentbedingung.

2.2.2 Schrifttumsauswertung zum Ermüdungsrißwachstum bei hohen Temperaturen

Das zyklische Spannungsintensitätskonzept wurde in vielen Untersuchungen zur Beschreibung des Rißwachstums bei zyklischer Belastung im Hochtemperaturbereich herangezogen /98 - 103/. Hierbei ergab sich bei doppeltlogarithmischer Auftragung grundsätzlich oberhalb des Schwellwertes ein linearer Zusammenhang zwischen zyklischer Rißwachstumsgeschwindigkeit da/dN und zyklischem Spannungsintensitätsfaktor ΔK_I , und somit eine Gültigkeit des Potenzgesetzes.

Für den Einsatz metallischer Werkstoffe in fortgeschrittenen Reaktoren als auch für den Einsatz in Gasturbinen und Flugtriebwerken wurde der Einfluß verschiedener Parameter auf das Rißwachstum untersucht. Wichtige Parameter sind:

Belastungsgrößen

- Temperatur
- Frequenz
- Spannungsverhältnis R ($\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)
- Medium

Proben- und werkstoffcharakterisierende Größen

- chemische Zusammensetzung
- Charge und Vorbehandlung
- Probenlage
- Probengeometrie und Probengröße

Eine qualitative Bewertung des Einflusses einzelner Parameter auf das Ermüdungsrißwachstum zeigt Tab. 2.3. Eine ausführliche Darstellung der Literaturergebnisse wurde in /7/ gegeben.

Tabelle 2.3: Qualitative Bewertung des Einflusses verschiedener Parameter auf das Ermüdungsrißwachstum im Hochtemperaturbereich ($T > 500$ °C)

Parameter	Rißwachstums- geschw.	Schwellwert für Rißwachstum	Literatur
Steigende Temperatur T	↑↑	↓↓	104 - 110
Steigende Frequenz f	↓↓	↑↑	98 - 100, 109, 111 - 114
Steigendes Spannungs- verhältnis R	↑↑	↓↓	102, 107, 111, 114, 115
Probenlage (L-T gegenüber T-L)	[↓↓]	[↑↑]	108, 116
Medium (Luft gegenüber Vakuum)	↑↑	↑↑	98 - 101

Bisherige Untersuchungen an X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo

Eine Reihe von Untersuchungen zum Ermüdungsrißwachstum an den in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffen wurden bereits von anderen Autoren durchgeführt (Tab. 2.4), wobei, verglichen mit den Gültigkeitsbedingungen nach ASTM E 647 /96/, relativ dünne Proben mit einer Dicke von bis zu 12,5 mm eingesetzt wurden.

Ein Vergleich der Ergebnisse (/128/ und /98/, vgl. Tab. 2.4) zeigt, daß bei einer Temperatur von 850 °C die Rißwachstumsgeschwindigkeit im stationären Rißwachstumsbereich für NiCr 22 Co 12 Mo nach /98/ über denen nach /128/ liegen. Für X10NiCrAlTi 32 20 ergibt sich eine gute Übereinstimmung. Der Schwellwert für Rißwachstum nach /128/ liegt deutlich unter denen nach /98/. Diese Unterschiede könnten zum einen auf die von /98/ verwendete höhere Versuchsfrequenz von 40 Hz oder aber auf die unterschiedliche Probenform (CT-, DCB-Probe) zurückzuführen sein.

Tab. 2.4: Ergebnisse aus der Literatur zum Ermüdungsrißwachstum oberhalb 600 °C (Medium: Luft) an den in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffen

Autor	Werkstoff	Temperatur/°C	Probenform	Sonstige Versuchsgrößen
Hoffelner, Speidel /98/	X10NiCrAlTi 32 20	700, 850	DCB; 10 mm dick	R = 0,1; f = 30 Hz
	NiCr 22 Co 12 Mo	700, 850		R = 0,1; f = 40 Hz
Hollstein /127/	NiCr 22 W 12 Si	850	1/2" CT, CT 1", CN	R = 0,05; f = 5 Hz
Huthmann, Gossmann /128/	NiCr 22 Co 12 Mo	600 - 1000	1/2" CT	R = 0,05; f = 5 Hz
	NiCr 22 Co 12 Mo	600 - 1000	1/2" CT	R = 0,5; f = 5 Hz
	NiCr 22 Co 12 Mo	600 - 1000	1/2" CT	R = 0,5; f = 0,5 Hz
	X10NiCrAlTi 32 20	600, 850	1/2" CT	R = 0,05; f = 5 Hz
	X10NiCrAlTi 32 20	600, 850	1/2" CT	R = 0,5; f = 5 Hz
	X10NiCrAlTi 32 20	600, 850	1/2" CT	R = 0,5; f = 0,5 Hz
Krompholz et al. /105/	NiCr 22 Co 12 Mo	800 - 1000	1/2" CT, 10,5 mm dick	R = 0,05; f = 5 Hz

CN = center notched; CT = compact tension; DCB = double cantilever beam

1/2 " = 12,5 mm Dicke; 1" = 25 mm Dicke

Hoffelner und Speidel /98/ fanden in ihren Untersuchungen an NiCr 22 Co 12 Mo keine großen Unterschiede im Rißwachstum zwischen 700 und 850 °C. In X10NiCrAlTi 32 20 lagen die Rißwachstumsraten bei 850 °C um eine halbe Zehnerpotenz über der bei 700 °C. Abb. 2.10 zeigt die Ergebnisse.

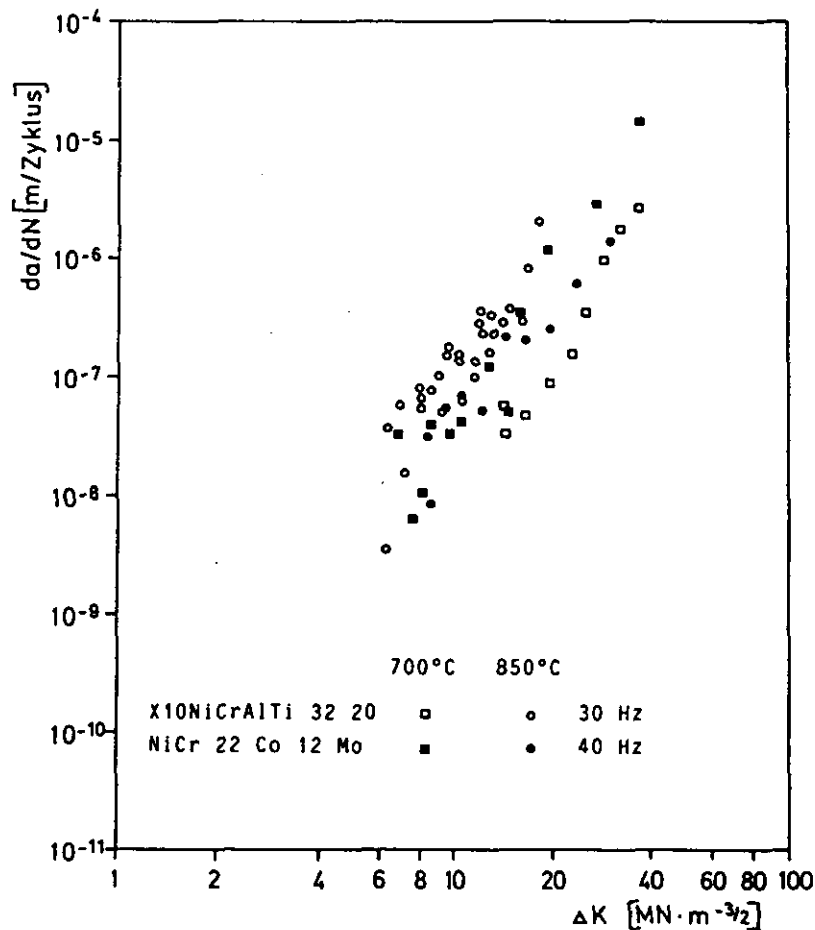


Abb. 2.10: Ermüdungsrißwachstum von X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo bei 700 und 850 °C /98/; (Medium: Luft; $R = 0,1$)

In den Abb. 2.11 und 2.12 sind die nach Huthmann und Gossmann /128/ an 1/2" CT-Proben (Dicke 12,5 mm) ermittelten Ergebnisse dargestellt, die für die eigenen Untersuchungen ($R = 0,05$, $f = 5$ Hz) von Interesse sind. Eine Erhöhung des Spannungsverhältnisses von $R = 0,05$ auf $R = 0,5$ wirkt sich wie folgt aus /128/:

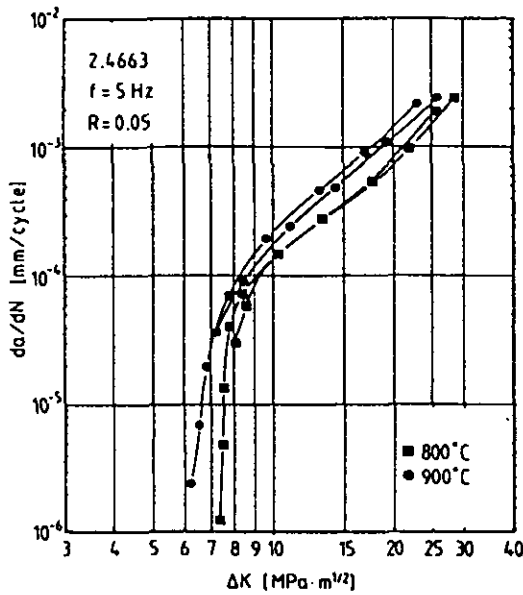


Abb. 2.11:

Ermüdungsrißwachstum von
NiCr 22 Co 12 Mo bei 800
und 900 °C ($R = 0,05$;
 $f = 5 \text{ Hz}$) /128/

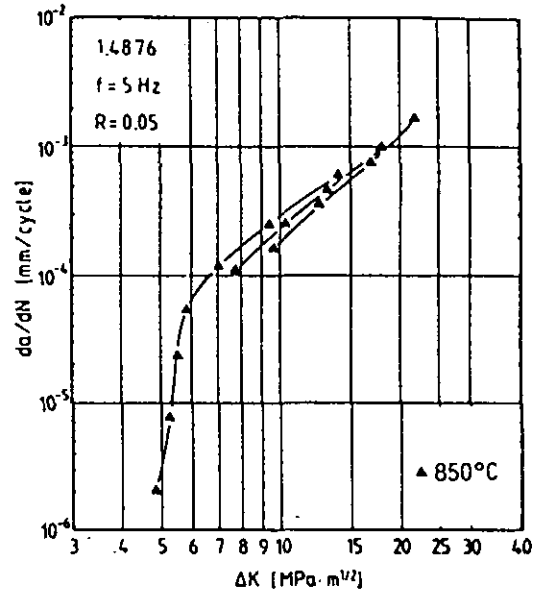


Abb. 2.12:

Ermüdungsrißwachstum von
X10NiCrAlTi 32 20 bei 850 °C
($R = 0,05$; $f = 5 \text{ Hz}$) /128/

NiCr 22 Co 12 Mo (INCONEL 617):

Sowohl bei 800 °C als auch bei 1000 °C erhöht sich die Rißwachstumsge-
schwindigkeit ($f = 5 \text{ Hz}$); eine Reduzierung der Frequenz von 5 Hz auf
0,5 Hz bei $R = 0,5$ bewirkt bei 800 °C im Gegensatz zu 1000 °C keine
weitere Erhöhung der Rißwachstumsgeschwindigkeit.

X10NiCrAlTi 32 20 (INCOLOY 800 H):

Bei 850 °C ergibt sich eine höhere Rißwachstumsgeschwindigkeit. Ein Fre-
quenzeffekt ($0,5 \text{ Hz} \leq f \leq 5 \text{ Hz}$) konnte bei der Temperatur nicht festge-
stellt werden. Die bei Temperaturen oberhalb von 850 °C gefundenen Ein-
flüsse von Frequenz und Spannungsverhältnis decken sich mit Ergebnissen,
die an dem austenitischen Stahl X6 CrNi 1811 bei 550 °C von Krompholz
et. al. /111/ gefunden wurden.

Die Ergebnisse von Krompholz /92/ sind Teil der Arbeit von Huthmann,
Gossmann /128/.

3. Probenmaterial

3.1 Versuchswerkstoffe

3.1.1 Nichtbetriebsbelastetes Material

Die chemische Zusammensetzung der beiden untersuchten Legierungen

- X10NiCrAlTi 32 20 (Werkstoffnummer 1.4876)
- NiCr 22 W. 12 Mo (Werkstoffnummer 2.4972)

zeigt Tab. 3.1. Weitere Angaben zu den untersuchten Werkstoffen und Halbzeugen weist Tab. 3.2 aus. Die Ausgangsgefüge sind in den Abb. 3.1 - 3.3 wiedergegeben.

In der Abb. 3.4 sind wichtige mechanische Eigenschaften wie Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung der untersuchten Werkstoffe dargestellt. Diese Angaben können nur Anhaltspunkte geben, da die Ergebnisse aus Warmzugversuchen mit zunehmender Temperatur abhängig von der Abzugsgeschwindigkeit werden.

Besonders auffällig ist bei X10NiCrAlTi 32 20 das Bruchdehnungsminimum bei 700 °C.

3.1.2 Betriebsbelastetes Material

Neben dem jungfräulichen Material wurden auch Rohre untersucht, die ca. 7800 Stunden in der Versuchsanlage zur Methanreformierung, EVA II /160/, der KFA im Einsatz gewesen waren. Die Rohre waren dort in Schüssen von 18 m Länge eingebaut. Die Temperaturverteilung in solch einem Rohrschuß ist in Abb. 3.5 schematisch dargestellt. Das Helium tritt in die Rohre am unteren Ende mit einer Temperatur von bis zu 950 °C ein und wird bis zum oberen Ende auf etwa 600 °C heruntergekühlt. Die im Rahmen des vorliegenden Berichtes verwendeten Rohrproben BCD/EN 1 und BCD/EN 2 waren während der 7800 Stunden Betriebszeit die meiste Zeit auf 800 bzw. 850 °C. Während dieses Zeitraums waren die Rohre etwa 20 An- und Abfahrvorgängen ausgesetzt. Das Anfahren von Raumtemperatur bis zur Maximaltemperatur erfolgte in 1 bis 2 Tagen.



Abb. 3.1:

Metallographischer Schliff,
Flachstab X10NiCrAlTi 32 20
(Versuchswerkstoff AYM)

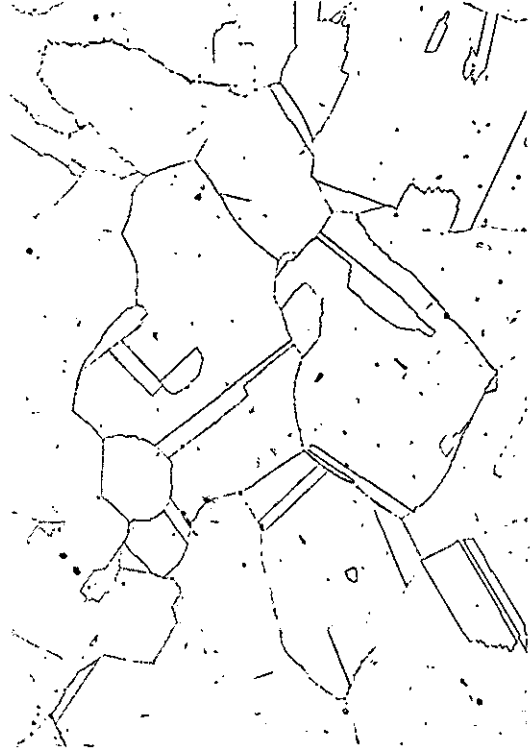


Abb. 3.2:

Metallographischer Schliff,
RSO-Rohr X10NiCrAlTi 32 20
(Versuchswerkstoff AYJ)

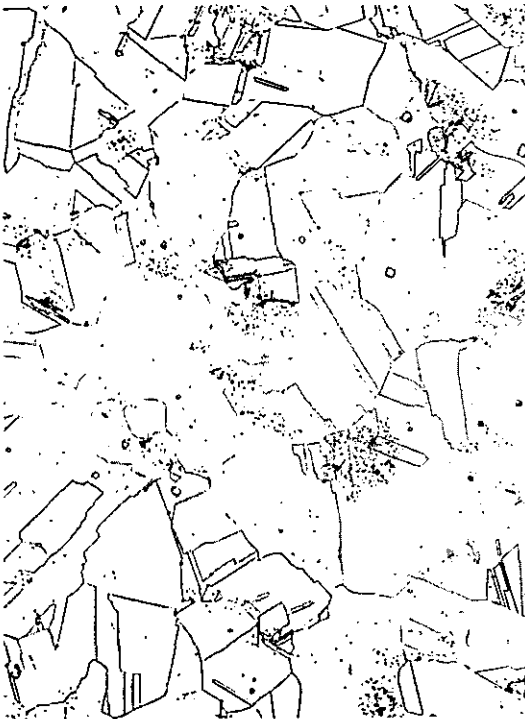


Abb. 3.3:

Metallographischer Schliff, Flach-
stab, NiCr 22 Co 12 Mo
(Versuchswerkstoff BBM)

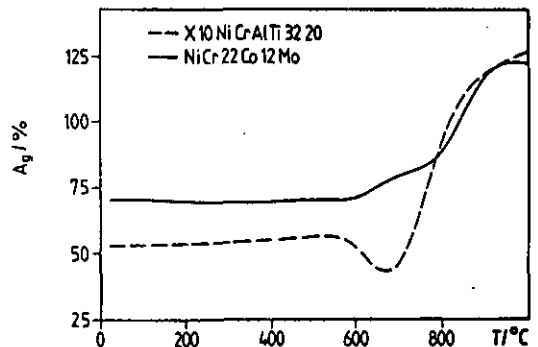
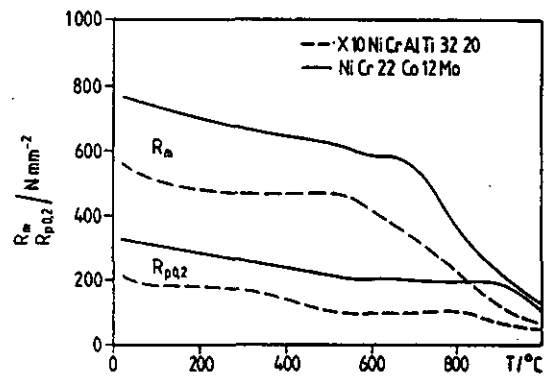


Abb. 3.4:

Mechanische Eigenschaften der
Werkstoffe X10NiCrAlTi 32 20
und NiCr 22 Co 12 Mo

Tab. 3.1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen in Mass.-%
(Herstellangaben)

	C	Fe	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Nb	Si	Mn
X10NiCrAlTi 32 20	0,073	Rest	30,7	20,05	-	-	-	0,31	0,25	-	0,3	0,64
NiCr 22 Co 12 Mo	0,064	0,45	Rest	21,85	11,85	9,17	-	0,44	0,91	-	0,18	-

Tab. 3.2: Angaben zu den eingesetzten Werkstoffen

Legierung	Hersteller	Charge	Herst.-Bez.	KFA-Bez.	Halbzeug	Formgebung	Wärmebehandlung	Korngröße mm ASTM
X10NiCrAlTi 32 20	VDM	78385	Nicrofer 3220 H	AYM	Flachstab	warmgewalzt	lösungsgeglüht 1150 °C/1 h/W	2-3
X10NiCrAlTi 32 20	VDM	78385	Nicrofer 3220 H	AYJ	Rohr	strangpressen	lösungsgeglüht 1150 °C/1 h/W	2-3
X10NiCrAlTi 32 20				BCD	Rohr*			2-3**
NiCr 22 Co 12 Mo	VDM	97641	Nicrofer 5520	BBM	Flachstab	warmgewalzt	lösungsgeglüht 1170 °C/1 h/W	3

*) einsatzbeansprucht;

**) vereinzelte Grobkornbereiche bis ASTM 0

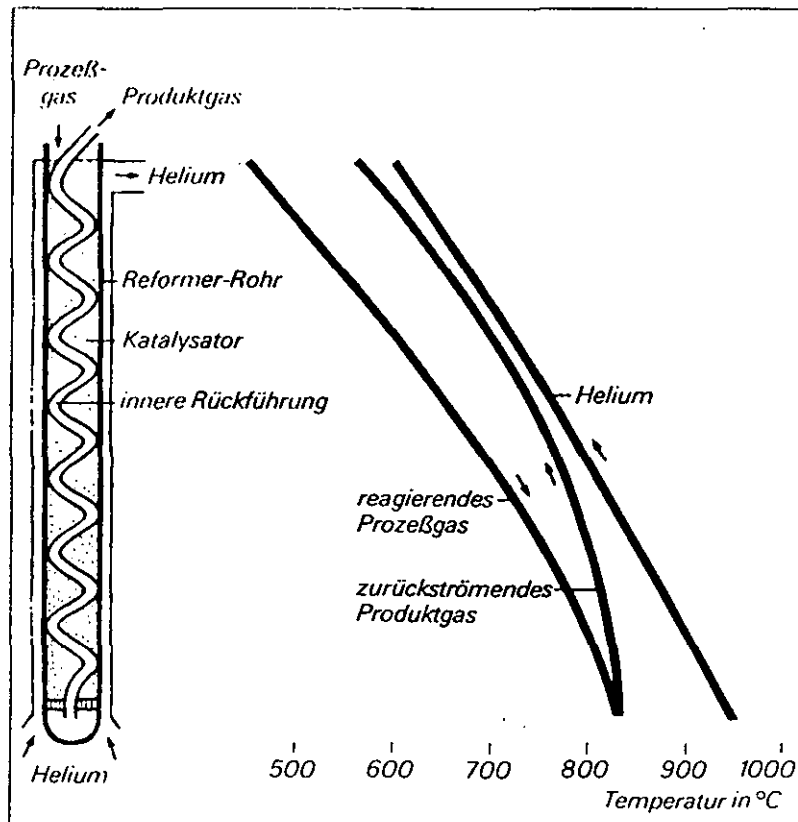


Abb. 3.5: Schema der EVA II-Anlage

Die Charakterisierungsdaten des Ausgangsmaterials standen nicht zur Verfügung. Nach dem Einsatz in der EVA II-Anlage wurden Schliffe angefertigt (vergl. Abb. 3.6). Beim Rohr BCD/EN2 fielen die starken Korngrößenunterschiede auf. Die Korngröße bei dem Rohr BCD/EN1 lag bei ASTM 2-3. In den Feinkornbereichen wies das Rohr BCD/EN2 etwa die gleiche Korngröße auf; in den Grobkornbereichen wurde ASTM 0 erreicht.

3.2 Probengeometrie und Probenlage

Für die Untersuchungen wurden drei Probengeometrien verwendet. Als Normprobe die CT-Probe (CT = compact tension) und die CCP-Probe (CCP = center cracked plate). Als bauteilähnliche Proben kamen die dickwandigen Rohre zum Einsatz, wie sie für den Röhrenspaltöfen einer nuklear betriebenen Anlage zur Methanreformierung vorgesehen sind bzw. schon in der EVA II-Anlage eingesetzt werden (im folgenden als RS0-Rohr bezeichnet).

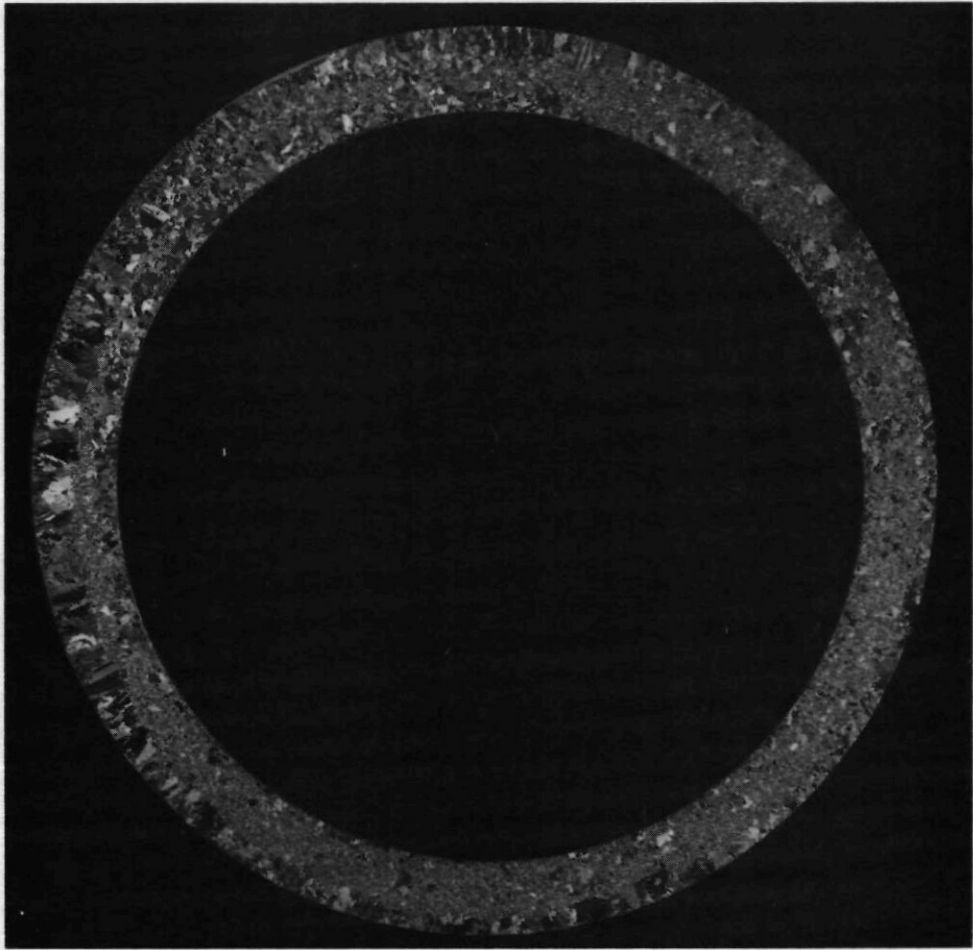


Abb. 3.6: Beizscheibe des betriebsbeanspruchten Rohres BCD/EN2
(Maßstab: 1 : 1)

Zur Untersuchung des Größeneinflusses wurden 1/2" CT- und 1" CT-Proben eingesetzt.

Die Probenlage (CT- und CCP-Proben) wurde unter dem Gesichtspunkt ausgewählt, möglichst konservativ hinsichtlich des Rißwachstumsverhaltens zu liegen. Sie entspricht der Lage T-L nach ASTM E 399 /125/, d. h. Rißausbreitung in Walzrichtung.

Als Fehlerkonfiguration für die RSO-Rohre wurde ein außenliegender, rotationssymmetrischer Umfangsfehler gewählt.

3.2.1 CT-Proben

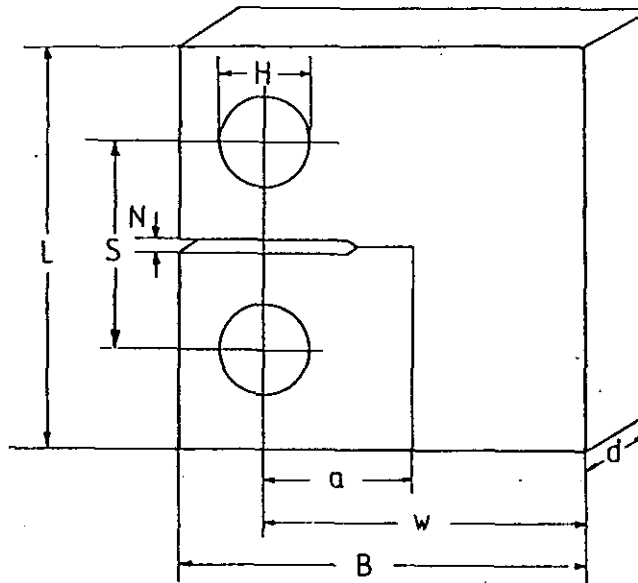
In Anlehnung an ASTM E 399 /125/ wurden aus dem Flachmaterial modifizierte 1" CT- und 1/2" CT-Proben nach Abb. 3.7 hergestellt. Die Modifikation bestand in einer geringfügigen Änderung von Bohrungsdurchmesser und Bohrungslage mit dem Ziel, größere Standzeit der Probeneinspannung (Bolzen) bei den hohen Temperaturen zu erreichen.

Die Proben wurden mit funkenerosiv eingebrachten Chevronkerben nach ASTM E 399 versehen, um optimale Bedingungen für die Einbringung des Anschlaggrisses zu erhalten.

Die Stirnseite der Probe war mit Bohrungen versehen, die die Potentialmessungen und die Stromzuleitungen, die für den Einsatz des Potentialsondenverfahrens zur Rißlängenmessung notwendig waren, aufnahmen. Bohrungen und Leitungen wurden durch Hochtemperaturlötung mit einem Nickelbasislot fest mit der Probe verbunden. Vorversuche, die Leitungen anzuschweißen, brachten nicht den gewünschten Erfolg.

Die für Kriechrißwachstumsuntersuchungen eingesetzten Proben erhielten oberhalb und unterhalb der Bolzenlöcher gekerbte Zylinder, in die zur Aufweitungsmessung Extensometerstifte aus Quarzglas (bei den Hochtemperaturversuchen) bzw. Stahlstifte (bei den RT-Versuchen) eingeführt wurden (Abb. 3.8). Die Zylinder waren dabei so angebracht, daß die Angriffspunkte der Extensometer exakt in der Lasteinleitungslinie lagen. Bei Vorversuchen zeigte sich, daß Seitenkerben erforderlich sind, da anderenfalls die Rißausbreitung mit erheblichen Verformungen und Einschnürungen im Rißspitzenbereich verbunden ist.

Desweiteren wurden diese Proben mit Seitenkerben (20 % Tiefe je Seite, Kerbwinkel 45° , Kerbradius 0,1 mm) versehen (vergl. Abb. 3.8). Die Seitenkerben bewirken nach dreidimensionalen Finite-Element-Rechnungen /91/ in guter Näherung den ebenen Dehnungszustand entlang der Rißfront. Hierdurch ergeben sich hinreichend gerade Rißfronten.



		w	D	N	L	B	S	H
1" CT	Modifikation	50.	25	3	60	66	31	15
	ASTM	50	25	3	60	62,5	27,5	12,5
1/2" CT	Modifikation	25	12,5	1,5	30	33	15,5	7,5
	ASTM	25	12,5	1,5	30	31,25	13,75	6,25

Abb. 3.7: Gegenüberstellung der Abmessungen der modifizierten CT-Proben und der CT-Proben nach ASTM E 399 /125/

3.2.2 CCP-Proben

Die CCP-Proben wurden in Anlehnung an /15/ gefertigt (vergl. Abb. 3.9). Die Fehlereinbringung erfolgte in Form von funkenerosiv eingebrachten Einschnitten entsprechend ASTM E 647 /96/.

Zur Einbringung der Stromzuleitungen wurden die Proben in einem Abstand von 75 mm zum Riß mit Bohrungen versehen. Die Lötung der Stromzuführungen erfolgte ebenso wie im Falle der CT-Proben.

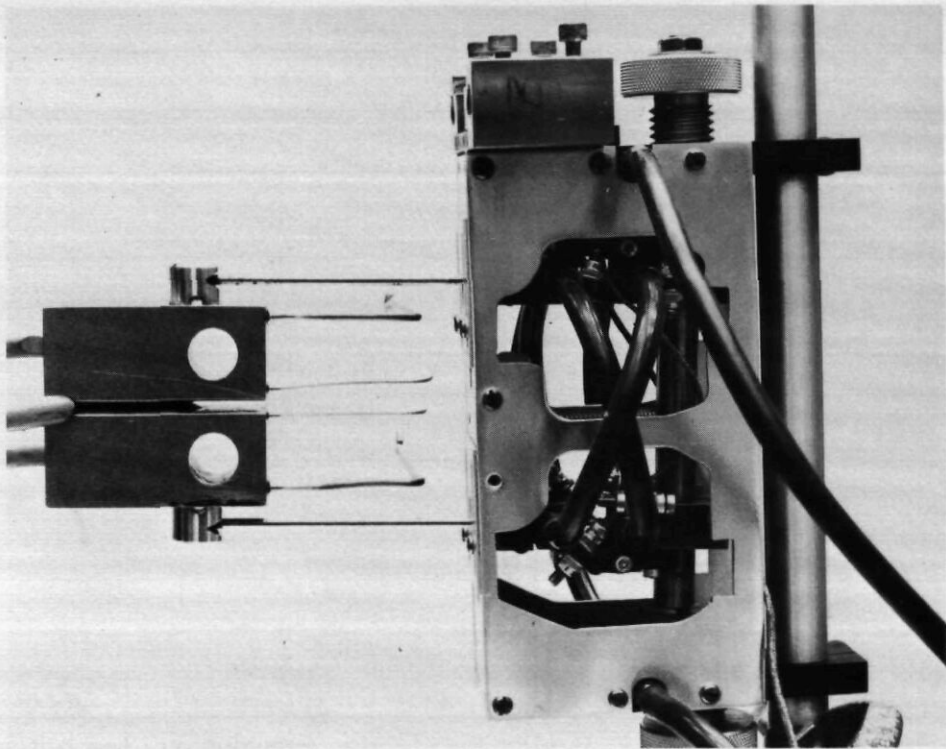


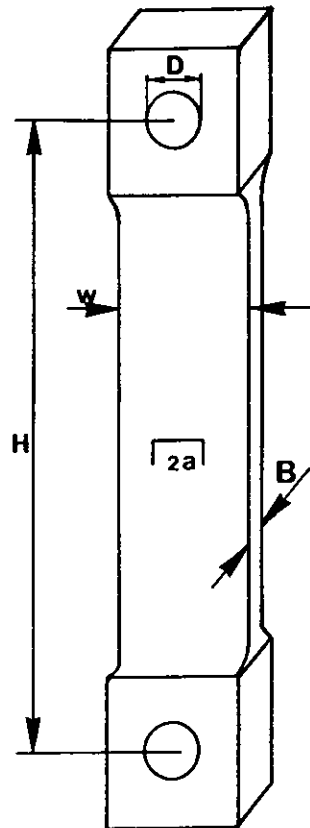
Abb. 3.8: Anordnung von gekerbter 1"CT-Probe und Hochtemperaturextensometer

3.2.3 RSO-Rohre

Die Abmessungen der RSO-Rohre sind in Abb. 3.10 wiedergegeben. Ein außenliegender, ca. 2,5 - 3 mm tiefer Umfangskerb (Kerbradius 0,1 mm und Kerbwinkel 45°) wurde in der Mitte des Rohres durch eine Rohrsäge mit 45° -Fräser eingebracht. Aufgrund der herstellungsbedingten Ovalitäten, der Durchbiegung und der Toleranzen in der Wandstärke entlang des Umfangs eines Rohres, ergaben sich über dem Umfang etwas unterschiedliche Kerbtiefen.

Diese Unterschiede in der Kerbtiefe betrugen je nach Rohr zwischen 0,1 mm und 0,5 mm.

Wegen der hohen Toleranzen in der Rißtiefe und der damit verbundenen ungleichmäßigen Rißausbreitung wurden bei den späteren Versuchen die Proben auf der Innen- und Außenseite überdreht. Dadurch wurde eine sehr gleichmäßige Wandstärke erreicht und es war möglich, den Kern auf der Drehbank einzubringen, wobei sehr geringe Toleranzen in der Kerbtiefe erreicht wurden (vergl. Kapitel 6.2.3).



$B = 12,5$
 $W = 50$
 $D = 25$
 $H = 296$

Abb. 3.9:
 CCP-Probe zur Untersuchung
 des Ermüdungsrißwachstums

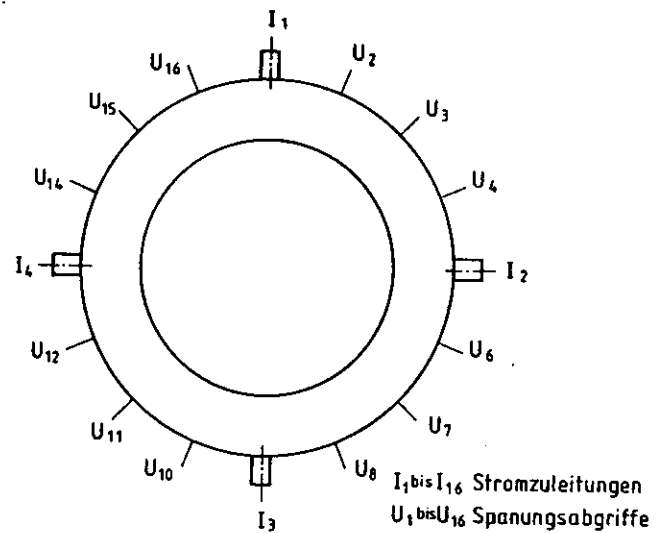
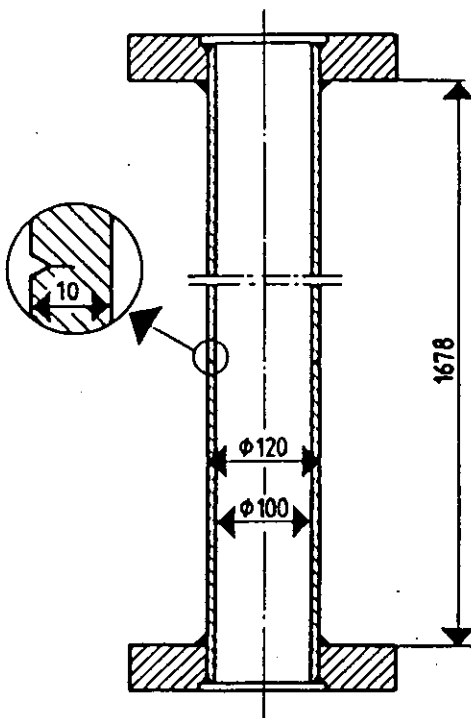


Abb. 3.10:
 RSO-Rohr mit außenliegendem
 Umfangskerb

3.3 Erzeugung von Anrissen

Zur Erzeugung eines möglichst scharfen Anrisses, der einen konservativen Anfangszustand für die eigentlichen Rißwachstumsexperimente darstellt, wurden die Proben (RSO-Rohre und Normproben) unter weitgehender Einhaltung der Bedingungen der ASTM-Normen /20, 96, 125/ angeschwungen. Die Bedingung, daß der maximale Spannungsintensitätsfaktor $K_{I\max}$ beim Anschwingen kleiner als der maximale Spannungsintensitätsfaktor im Experiment bei hohen Temperaturen sein soll, konnte nicht erfüllt werden, da das Rißwachstum bei den hohen Temperaturen bei geringeren Belastungen abläuft als bei Raumtemperatur.

Die Normproben wurden auf einer Resonanzmaschine (INSTRON, Typ 1603) abhängig von der Probengröße mit einer Frequenz zwischen 100 Hz und 120 Hz und einem Spannungsverhältnis $R = 0,1$ bei Raumtemperatur angeschwungen.

Die Anfangsrißlängenverhältnisse $(a/w)_0$ nach dem Anschwingen lagen für die Ermüdungsrißwachstumsversuche zwischen 0,3 und 0,6, für die Kriechrißwachstums-Experimente zwischen 0,4 und 0,6.

Das Anschwingen der RSO-Rohre erfolgte mit einer Frequenz von 5 Hz und einem Spannungsverhältnis $R = 0,1$ in einer servohydraulischen Prüfmaschine bei Raumtemperatur. Die Anfangsrißtiefenverhältnisse $(a/t)_0$ lagen zwischen 0,3 und 0,5.

Der Rißfortschritt während des Anschwingens wurde sowohl bei Normproben als auch bei den Rohren durch den Einsatz des Gleichstrom-Potentialsondenverfahrens erfaßt. Bei den Normproben konnte die Rißlänge an der Oberfläche außerdem noch mit einem verschiebbaren Mikroskop kontrolliert werden.

4. Experimentelle Einrichtungen

4.1 Prüfmaschinen

Für die bruchmechanischen Untersuchungen standen 3 Prüfmaschinen der Firma INSTRON zur Verfügung:

- Maschine I: Elektromechanische Prüfmaschine (INSTRON, Typ 1362, Zug/ Druck 100 kN) für statische und zügige Belastungen bei Kriechrißwachstumsexperimenten an 1" CT- Proben
- Maschine II: Servohydraulische Prüfmaschine (INSTRON, Typ 1343, Zug/ Druck 100 kN) für zyklische Belastungen bei Ermüdungsrißwachstumsexperimenten an 1" CT-, 1/2" CT- und 1/2"CCP-Proben.
- Maschine III: Servohydraulische Prüfmaschine (INSTRON, Typ 1345, Zug/ Druck 500 kN) für zyklische Belastungen bei Ermüdungsrißwachstumsexperimenten an RSO-Rohren.

Alle Versuche wurden unter Lastregelung im Closed Loop-Betrieb gefahren. Die Last wurde durch eine Kraftmeßdose der Klasse 0,1 gemessen. Bei den Ermüdungsrißwachstumsexperimenten handelt es sich um eine sinusförmige Belastungsfunktion. Abb. 4.1 zeigt Maschine I mit Vakuumprüfkammer, die bis auf den Unterschied im Antrieb ähnlich der Maschine II ist.

Abb. 4.2 zeigt die Maschine III für Ermüdungsrißwachstumsuntersuchungen an RSO-Rohren. Die Rohre werden oben und unten vollständig durch den Ofen durchgeführt und sind an Flansche angeschweißt. Zum Schutze der Kraftmeßdose und des Kolbens der Prüfmaschine sind jeweils Kühlflansche zwischen- geschaltet.

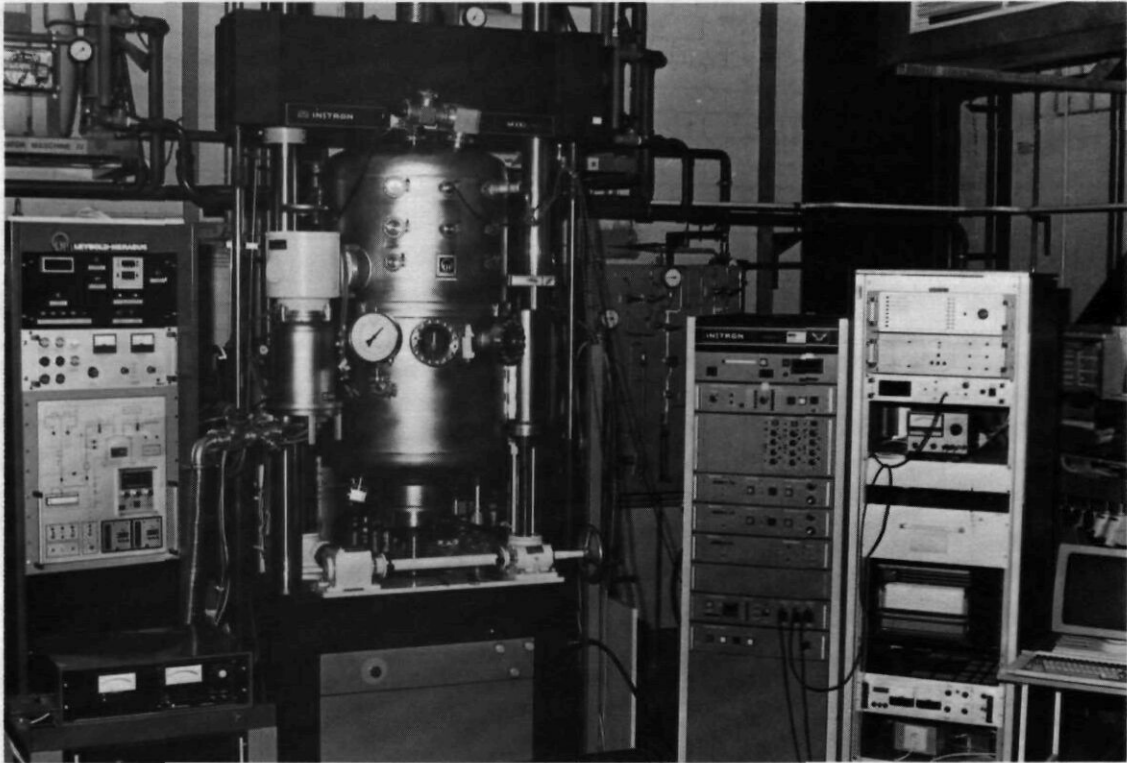


Abb. 4.1: Prüfmaschine für Experimente an CT-Proben

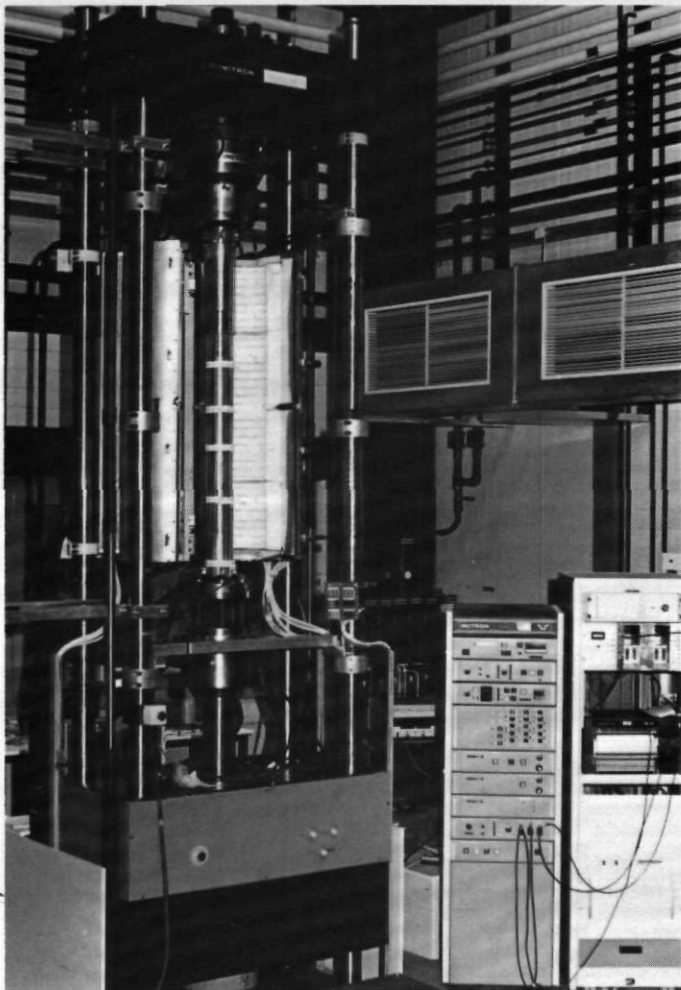


Abb. 4.2:
Prüfmaschine für Experimente
an RS0-Rohren (Maschine III)

4.2 Beheizung

Abhängig von der Maschine wurden zwei unterschiedliche Heizsysteme benutzt.

Induktionsheizung

Die Beheizung der CT-Proben in den Maschinen I und II erfolgte durch ein Induktionsheizsystem mit einer Frequenz von 30 kHz. Die Anordnung von Induktor, Probe (1" CT) und Einspannklauen ist in Abb. 4.3 dargestellt. Der Induktor besteht aus Kupferwindungen mit rechteckigem Hohlprofil, durch das Wasser zur Kühlung geleitet wird. Für die Beheizung der 1/2" CT-Probe wurde der gleiche Induktor wie für die 1" CT-Probe verwendet. Mit dem größeren Induktor konnte eine deutlich homogenere Temperaturverteilung auf der Probe erreicht werden.

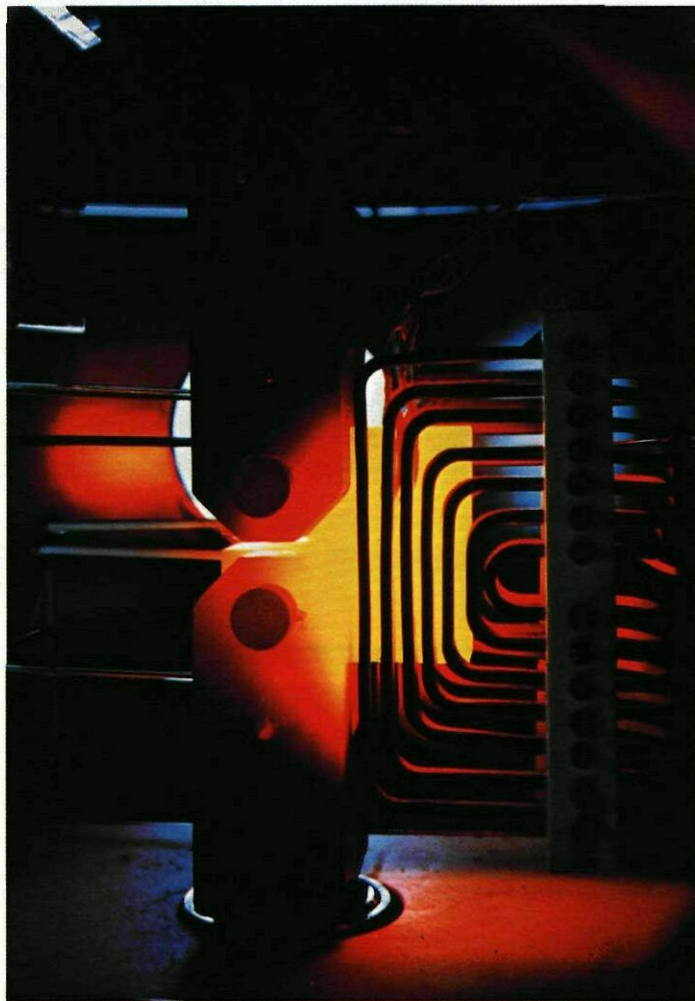


Abb. 4.3: Anordnung von Induktor, 1"CT-Probe und Einspannungen (Maschine I und II)

Zunächst wurde versucht, die Temperaturverteilung auf der 1"CT-Probe entsprechend der Zeitstandsnorm DIN 50118 ($\Delta T = 4\text{ °C}$ für $600\text{ °C} \leq T \leq 800\text{ °C}$, $\Delta \bar{T} = 6\text{ °C}$ für $800\text{ °C} \leq T \leq 1000\text{ °C}$) durch eine geeignete Anpassung des Induktors an die Probe zu erreichen. Dieser Zielwert konnte nicht erreicht werden. Die tatsächliche Temperaturverteilung liegt bei $\Delta T = 8\text{ °C}$ und damit knapp außerhalb der Zeitstandsnorm DIN 50118.

Für die Beheizung der 1/2"CCP-Proben wurde ebenfalls die Induktionsheizung verwendet. Dabei wurde für einen Bereich bis 20 mm oberhalb und unterhalb des Risses eine Temperaturkonstanz von 8 °C erreicht. Die Form des Induktors für die Beheizung der CCP-Probe geht aus Abb. 4.4 hervor.

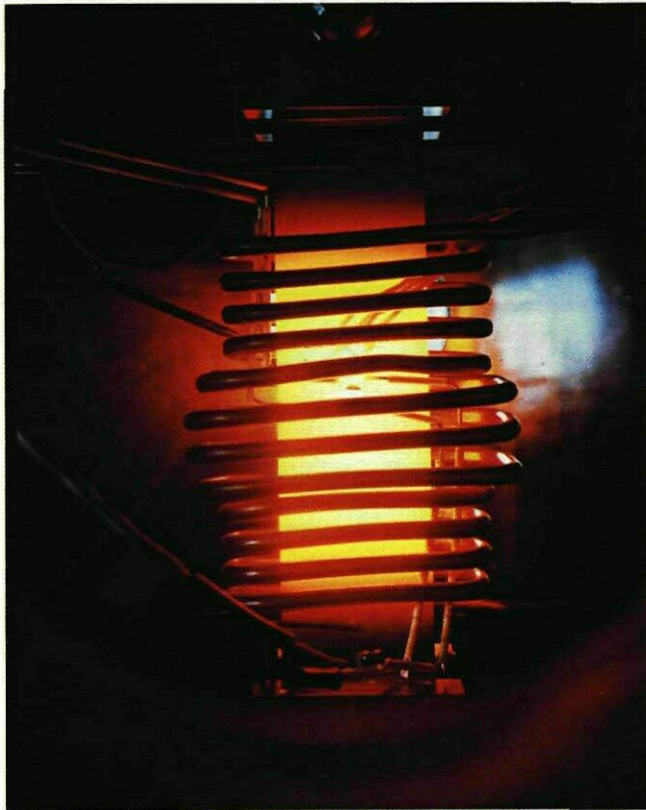


Abb. 4.4: Induktionsheizung einer 1/2" CCP-Probe

Widerstandsofen

Die Beheizung der Rohre in der Maschine III erfolgte durch einen vertikal stehenden, aufklappbaren Rohrofen mit 7 Heizzonen (Abb. 4.2). Bei einer Gesamtlänge des Ofens von 1400 mm ist die temperaturkonstante Zone mindestens 700 mm lang. Die temperaturkonstante Zone wird in Anlehnung an die Zeitstandsnorm DIN 50118 definiert (s. Abschnitt Induktionsheizung).

4.3 Druckaufbringung

Das Schema der Druckaufbringung für die Kriechrißwachstumsversuche an RS0-Rohren mit überlagerter Zuglast und Innendruck ist in Abb. 4.5 dargestellt. Der Innendruck wurde aus Helium-Flanschen aufgebracht, wobei der Sollwert des Druckes mit Hilfe eines Präzisions-Druckminderers eingestellt wurde.

Das Nadelventil 1 dient zum Schutz des Druckminderers beim Versagen des Rohres. Nadelventil 2 dient als künstliches Leck und wird auf einen sehr kleinen Durchfluß eingestellt. Durch diese Betriebsweise wird eine bessere

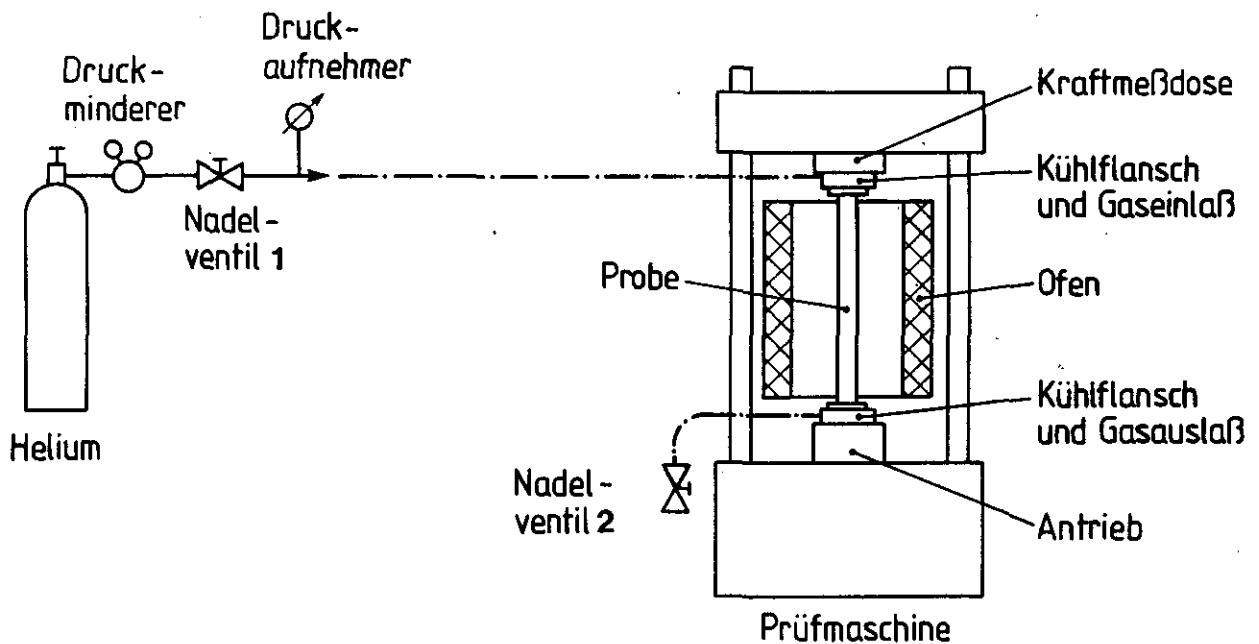


Abb. 4.5: Schematischer Versuchsaufbau für die Prüfung von RS0-Rohren mit überlagerter Zug- und Innendruckbeanspruchung

Regelgenauigkeit des Druckminderers erreicht, weiterhin werden dadurch nicht zu vermeidende Lecks im Drucksystem ausgeglichen. Die Regelgenauigkeit des Druckminderers ist besser als 0,1 bar, jedoch weist er eine geringere Langzeitdrift auf.

Diese Drift wurde durch Nachregeln ausgeglichen, so daß bei den durchgeführten Versuchen die tatsächliche Regelgenauigkeit besser als 0,3 bar war.

4.4 Aufweitungsmessung

Für die Auswertung von Experimenten zum Kriechrißwachstum wird zur Ermittlung der in der Probe eingespeisten Energie die Aufweitung in der Lasteinleitungslinie benötigt.

1"CT-Proben

Zur Messung der Aufweitung in den 1"CT-Proben wurde ein von der Firma INSTRON speziell für den Einsatz bei hohen Temperaturen konzipiertes Extensometer eingesetzt. Abb. 3.8 (Kap. 3.2.1) zeigt das verwendete Gerät.

Bei einer Extensometerstiftlänge von 100 mm ist der nutzbare Aufweitungsbereich $\pm 2,5$ mm. Die Genauigkeit wird mit $25 \mu\text{m}$ (1 % des Vollausschlages) angegeben. Durch den Einsatz längerer Quarzglasstifte (120 mm) für die Kriechrißwachstumsexperimente konnte der effektive Aufweitungsbereich auf ± 3 mm erweitert werden.

Die Messung der Probenaufweitung über den Kolbenhub der Prüfmaschine, der mit Hilfe eines LVDT (linear variable differential transducer) gemessen wird, setzt ein Gestänge zwischen Antriebsaggregat und Probe mit sehr hoher Steifigkeit und äußerst geringem Wärmeausdehnungskoeffizienten voraus. Damit wird gewährleistet, daß tatsächlich nur die Aufweitung der Probe und nicht zusätzliche Dehnungen des Gestänges infolge mechanischer und/oder thermischer Belastung gemessen wird. Ein Vergleich der Ergebnisse aus einer Kolbenhubmessung und der Messung mit dem Hochtemperaturextensometer zeigte für kleine Versuchszeiten im Kriechrißwachstumsversuch erhebliche Unterschiede (30 %).

Dies ist verständlich, da das Gestänge, solange kein Gleichgewichtszustand erreicht ist, durch Wärmeleitung von der heißen Probe aus und durch Wärmekonvektion aufgeheizt und damit gedehnt wird.

RS0-Rohre

Zur Aufweitungsmessung in den Kriechrißwachstumsversuchen an RS0-Rohren wurden an 4 Positionen über den Umfang des Rohres oberhalb und unterhalb des Risses mit einem Bolzenschweißgerät Stifte angebracht (vergl. Abb. 4.6). Auf diesen Bolzen sind jeweils gebohrte Quarzglasstäbe gelagert, die durch die obere Ofenbegrenzung hindurchgeführt werden. Die Verschiebung des Abstandes eines jeden Paares von Quarzglasstäben ergibt die Aufweitung an der jeweiligen Position auf dem Umfang des RS0-Rohres. Da die Kriechrißwachstumsversuche lange Laufzeiten von mehr als 500 Stunden hatten, und die Aufweitung sich nur sehr langsam änderte, genügte es, die Aufweitung manuell 1 - 2mal täglich zu registrieren.

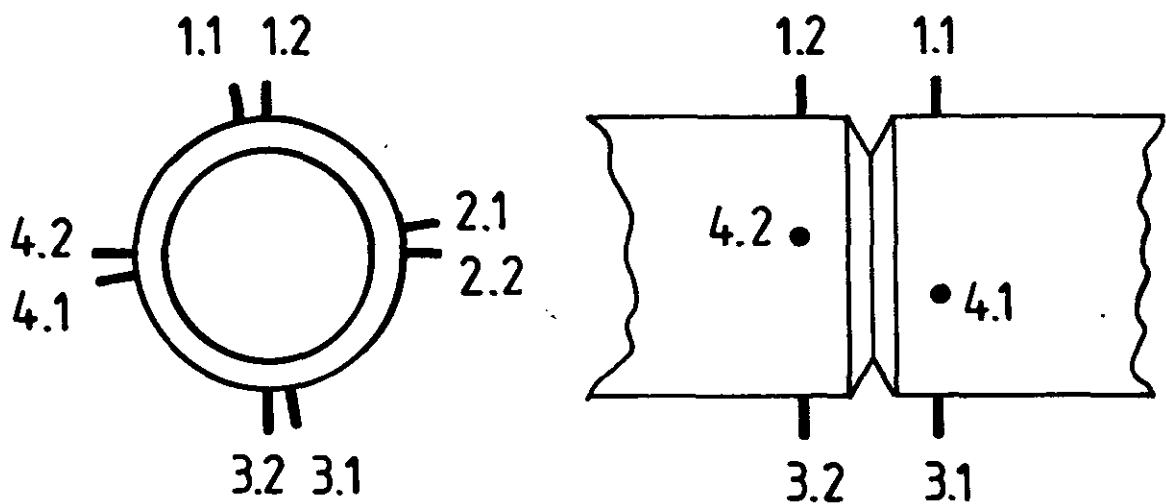


Abb. 4.6: Positionen des Bolzen zur Aufweitungsmessung an RS0-Rohren

4.5 Temperaturmessung

Bei der Temperaturmessung muß unterschieden werden zwischen der relativen Temperaturmessung, die die Temperaturverteilung auf der Probe beschreibt und der absoluten Temperaturmessung, d. h. der tatsächlichen Probertemperatur.

Zur Temperaturmessung an Normproben werden Mantelthermoelemente und an Rohren nackte PtRh-Pt-Thermoelemente eingesetzt.

Trotz der Mängel, die eine Temperaturmessung mit Thermoelementen durch Einflüsse wie Inhomogenitäten des verwendeten Leitermaterials, hohe Magnetfelder und Alterung mit sich bringt, wird heute das Thermoelement am häufigsten eingesetzt, weil es

- ein kompakter und robuster Meßfühler ist,
- einfach und bequem in der Handhabung ist und
- ein relativ hohes elektrisches Signal abgibt, das sich leicht übertragen läßt.

Normproben

Zur Anbringung der Mantelthermoelemente in den Normproben wurden die Proben jeweils mit einem kleinen Loch von 0,5 - 1 mm Durchmesser versehen, in das das Element hineingesteckt wurde. Die Bohrungen wurden jeweils auf den Stirnseiten (CT-Proben: kerbfreie Stirnseite) eingebracht. Bei den 1"CT- und 1/2"CCP-Proben lagen sie 10 mm, bei den 1/2"CT-Proben 5 mm außerhalb der Reißebene.

Diese Art der Temperaturmessung gründet sich auf gezielte Versuche zur Messung der Temperatur an CT-Proben. Bei diesen gezielten Versuchen erfolgte die Temperaturmessung in einer 1" CT-Probe, die mit verschiedenen dünnen Bohrungen von beiden Seitenflächen und der kerbfreien Stirnseite versehen war, mit PtRh-Pt-Elementen bei 850 °C. Das Ergebnis war eine erstaunlich gute Temperaturverteilung im Gegensatz zu der Temperaturverteilung, die durch die in der ersten Phase auf der Probenoberfläche aufgebrachten Thermoelemente ermittelt wurde (8 °C).

Der Grund ist, daß das auf der Oberfläche eingebrachte Thermoelement durch Wärmeableitung die Temperatur an der Übergangsstelle beeinflußt. Der Vorgang der Wärmeableitung entfällt erst, wenn das Thermoelement je nach Drahtdurchmesser mindestens 3 mm (für 0,5 mm Durchmesser) bzw. 7 mm tief (für 1 mm Durchmesser) in der Probe versenkt wird. Für die Thermoelemente mit 1 mm Durchmesser (1"CT, 1/2" CCP) wurden die Bohrungen daher 10 mm tief ausgeführt. Für die Thermoelemente mit 0,5 mm Durchmesser (1/2"CT) wurden die Proben nur 5 mm tief angebohrt.

Aus den Versuchen kann abgeleitet werden, daß die Temperaturtoleranzen für die CT-Proben (mit Ausnahme des Bereiches der Probeneinspannungen) innerhalb $\pm 8^{\circ}\text{C}$ lagen. Für die 1/2"CCP-Proben wurde die gleiche Temperaturtoleranz für einen Bereich von 20 bis 25 mm unterhalb und oberhalb der Rißebeine erreicht.

RSO-Rohre

Bei den Rohren erfolgt die Temperaturüberwachung mit nackten PtRh-Pt-Thermoelementen, die direkt auf die Probenoberfläche aufgepunktet wurden. Die gemessenen Temperaturen lagen in ihrer Toleranz in den vorgegebenen Grenzwerten der DIN 43710.

4.6 Rißlängenmessung

Zur Messung der Rißlängen wurde die Gleichstrom-Potentialmethode verwendet. Die Methode basiert auf der Messung des Ohm'schen Widerstandes der Probe, der sich mit fortschreitender Rißlänge erhöht.

Die Vorteile dieses Verfahrens sind:

- Kontinuierliche Rißlängenmessung,
- sehr empfindliche Rißlängenmessung,
- Einsatz bei hohen Temperaturen möglich,
- problemloser Einsatz in einem beliebigen nichtleitenden Medium,
- automatisierte Versuchsführung möglich.

Dem stehen die folgenden Nachteile gegenüber:

- Verfahren muß geeicht werden,
- besondere Probenpräparation durch Anbringung von elektrischen Leitungen ist notwendig,
- Isolierung der Probeneinspannungen erforderlich.

Der Vorteil des Potentialsondenverfahrens, neben der Anwendbarkeit im Hochtemperaturbereich auch eine kontinuierliche Rißlängenmessung zu ermöglichen, gab den Ausschlag für das elektrische Verfahren.

Das Potentialverfahren wurde zur Rißlängenmessung sowohl in den Normproben als auch in den Rohren eingesetzt. Während die Technik für CT- und zum Teil auch für die CCP-Proben weitgehend bekannt ist, waren für die Anwendung auf Rohre erhebliche Vorarbeiten erforderlich. Diese stellen einen umfangreichen Teil der im Rahmen des vorliegenden Forschungsprogramms durchgeführten Arbeiten dar. Eine ausführliche Beschreibung des Potentialverfahrens wird daher in Kapitel 6 gegeben.

5. Arbeitsplan

In Tabelle 5.1 wird das Arbeitsprogramm in seiner ursprünglichen Form (Vertrag vom 15.11./11.12.1984) dem geänderten Programm (Vertrag vom 02./19.09.1985) gegenübergestellt. Die Tabelle zeigt weiterhin die abgearbeiteten Programmpunkte. Aufgrund von Zwischenergebnissen und neueren Erkenntnissen wurden zum Teil Änderungen des Arbeitsplanes erforderlich. Im folgenden sollen diese Änderungen näher erläutert werden.

Experimentelle Vorarbeiten:

Während die ursprüngliche Materialcharakterisierung nur den Werkstoff X10NiCrAlTi 32 20 im Anlieferungszustand umfaßte, wurden durch die Erweiterung des Arbeitsprogramms zusätzliche Charakterisierungsarbeiten an betriebsbelastetem Material wie auch am Werkstoff NiCr 22 Co 12 Mo notwendig. Die Materialbeschreibung erfolgte in Kapitel 3.

Wesentliche experimentelle Vorarbeiten zur Durchführung der Bauteilversuche waren die Anpassung der Gleichstrompotentialmethode sowie die Einbringung von Ermüdungsrissen bei RSO-Rohren. Während die Arbeiten zur Potentialmethode plangerecht durchgeführt werden konnten, traten bei der Rißeinbringung z. T. erhebliche Schwierigkeiten auf, die für eine Verzögerung der Arbeiten sorgten. Über diese Arbeitspunkte wird ausführlich in Kapitel 6 berichtet.

Ermüdungsrißwachstum:

Das Problem der Übertragbarkeit von ErmüdungsrißwachstumsKennwerten incl. der erweiterten Fragestellung (Vertrag vom 02./19.09.1985) konnte zügig bearbeitet werden. Da der Werkstoff X10NiCrAlTi 32 20 im Bereich um 700 °C eine starke Änderung der Zugfestigkeit und einen Einbruch in der Bruchdehnung zeigt (vergl. Abb. 3.4), schien eine zusätzliche Überprüfung der Übertragungskette bei 700 °C sinnvoll.

Als Ergänzung wurden daher bei dieser Temperatur 1"CT-, 1/2"CT-, 1/2"CCP-Proben und RSO-Rohre untersucht. Zur kompletten Absicherung des Temperaturganges des Ermüdungsrißwachstums wurden bei 800 und 900 °C ergänzende Versuche an 1"CT-Proben durchgeführt.

Zusätzlich zu den Versuchen am X10NiCrAlTi 32 20 wurden für den Werkstoff NiCr 22 Co 12 Mo einige zusätzliche ErmüdungsrißwachstumsKennwerte ermittelt. Dieser Werkstoff ist neben dem X10NiCrAlTi 32 20 ein weiterer Kandidat für die Fertigung von RS0-Rohren einer nuklear beheizten Prozeßwärmanlage. Da NiCr 22 Co 12 Mo im untersuchten Temperaturbereich insgesamt sehr viel weniger Verformung aufweist als der X10NiCrAlTi 32 20, kann davon ausgegangen werden, daß er sehr viel besser dem linear-elastischen bruchmechanischen Ansätzen gehorcht. Aus diesem Grunde und wegen der hohen Kosten für diesen Werkstoff schien es zur Zeit noch nicht erforderlich, RS0-Rohre aus NiCr 22 Co 12 Mo zu testen. Die Versuche wurden daher auf 1" und 1/2"CT-Proben bei 700 und 850 °C beschränkt.

Über die Ergebnisse der Ermüdungsrißwachstumsuntersuchungen wird in Kap. 8.2 berichtet.

Kriechrißwachstum:

Bei den ersten Versuchen zum Kriechrißwachstum an Normproben zeigt der Werkstoff X10NiCrAlTi 32 20 bei 850 °C starke Kriechverformungen ohne ausgeprägtes Rißwachstum. Dies wurde zunächst auf eine zu hohe Versuchstemperatur zurückgeführt. Im Ergänzungsantrag wurde daher der Vorschlag gemacht, die Temperatur auf 700 °C abzusenken. Bei Versuchen mit sehr niedrigem Belastungsniveau wurde jedoch festgestellt, daß Kriechrißausbreitung auch bei 850 °C auftritt. Die Folge waren Versuche mit sehr langen Laufzeiten, was jedoch einen geringeren Probendurchsatz als ursprünglich geplant zur Folge hatte. Es wurde daher der Temperaturbereich von 800 und 850 °C an Normproben abgedeckt. Zusätzlich zum ursprünglichen Arbeitsprogramm wurde auch ein RS0-Rohr bei 800 °C geprüft.

Schweißproben:

Die ursprüngliche Planung sah auch Versuche zum Kriech- und Ermüdungsrißwachstum in geschweißten Rohrabschnitten vor. Aufgrund der erarbeiteten Zwischenergebnisse und der langen Laufzeiten der Kriechrißwachstumsversuche schien es jedoch sinnvoll, diese Arbeiten zurückzustellen, obwohl das Probenmaterial vorliegt. Statt dessen wurden die o. g. Arbeiten zur Übertragbarkeit bei 850 °C, die Versuche an NiCr 22 Co 12 Mo und der Versuch an einem betriebsbeanspruchten RS0-Rohr neu in die Planung aufgenommen.

Tabelle 5.1: Arbeitsprogramm

	Vertrag v. 15.11./11.12.1984	Vertrag v. 02./19.09.1985	durchgeführte Arbeiten
Material- charakterisierung	X10NiCrAlTi 32 20 (Anlieferungszustand)	X10NiCrAlTi 32 20 (Anlieferungszustand)	X10NiCrAlTi 32 20 (Anlieferungszustand)
		X10NiCrAlTi 32 20 (betriebsbeansprucht)	X10NiCrAlTi 32 20 (betriebsbeansprucht)
			NiCr 22 Co 12 Mo (Anlieferungszustand)
Experimentelle Vorarbeiten	DC-Potentialmethode (RSO-Rohr)	DC-Potentialmethode (RSO-Rohr)	DC-Potentialmethode (RSO-Rohr)
	Anschwingen (RSO-Rohr)	Anschwingen (RSO-Rohr)	Anschwingen (RSO-Rohr)
Ermüdungsriß- wachstum X10NiCrAlTi 32 20	1"CT: 850 °C	1"CT: 850 °C	1"CT: RT, 700, 800, 850, 900 °C
		1/2"CT: 850 °C	1/2"CT: 700, 850 °C
		1/2"CCP: 850 °C	1/2"CCP: 700, 850 °C
	RSO-Rohr: 850 °C	RSO-Rohr: 850 °C	RSO-Rohr: RT, 700, 850 °C
		RSO-Rohr (betriebs- belastet): 850 °C	RSO-Rohr (betriebs- belastet): 850 °C
Ermüdungsriß- wachstum NiCr 22 Co 12 Mo			1"CT: 700, 850 °C
			1/2"CT: 700, 850 °C
Kriechrißwachstum X10NiCrAlTi 32 20	1"CT: 850 °C	1"CT: 700 oder 800 °C	1"CT: 800, 850 °C
	RSO-Rohr: 850 °C	RSO-Rohr: 700 oder 800 °C	RSO-Rohr: 800 °C
			RSO-Rohr (betriebs- belastet): 800 °C
Schweißproben X10NiCrAlTi 32 20	RSO-Rohr: 850 °C	RSO-Rohr: 850 °C	

6. Experimentelle Vorarbeiten

6.1 Potentialsondenverfahren

6.1.1 Grundlagen

Das Potentialsondenverfahren entspricht dem Prinzip einer Ohm'schen Widerstandsmessung. Hierzu wird ein konstanter elektrischer Strom in die Probe eingespeist und die über der Probe anstehende Spannung (Potentialdifferenz) gemessen. Der Quotient aus Spannung und Stromstärke ist dann nach dem Ohm'schen Gesetz ein Maß für den elektrischen Widerstand der Probe. Unter der Voraussetzung einer konstanten Stromeinspeisung ist die Spannung direkt gekoppelt mit der Rißlänge, da der fortschreitende Riß das Stromlinienfeld und damit das elektrische Potentialfeld in der Probe verändert.

Dieser Sachverhalt kann durch das in Abb. 6.1 wiedergegebene elektrische Ersatzschaltbild veranschaulicht werden. Sämtliche Vorwiderstände wie Übergangswiderstände und Zuleitungen sind zu R_2 zusammengefaßt. R_1 stellt den Widerstand der Probe mit Rißbereich dar. Während R_2 im Experiment in erster Näherung konstant bleibt, ändert sich R_1 in Abhängigkeit des Rißfortschrittes.

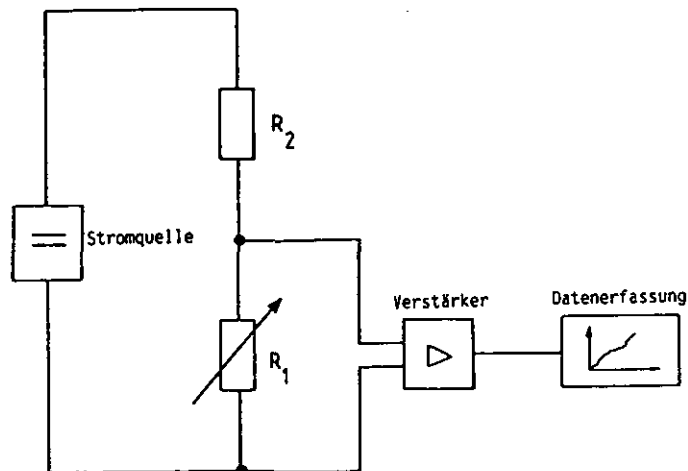


Abb. 6.1: Elektrisches Ersatzschaltbild für das Potentialsondenverfahren

Vor Einsatz des Potentialsondenverfahrens müssen Eichkurven erstellt werden, die den Zusammenhang zwischen der an der Probe abfallenden Spannung und der Rißlänge (CT-Probe) bzw. Rißtiefe (RSO-Rohr) wiedergeben.

Der Verlauf der Eichkurven ist von folgenden Größen abhängig:

- Geometrie und Größe der Probe,
- spezifischer elektrischer Widerstand (Werkstoff, Probentemperatur),
- Stärke des in die Probe eingeleiteten elektrischen Stromes,
- Stromeinleitungs- und Potentialabgriffsort.

Zur experimentellen Erstellung der Eichkurven werden in einer Probe mit den geometrischen Abmessungen, wie sie für die Versuche eingesetzt werden sollen, Risse verschiedener Länge durch Bandsägeschnitte oder Funkenerosionsschnitte simuliert und die über der Probe anstehenden Spannungen gemessen. Hierbei sollten versuchsähnliche Bedingungen vorliegen um Fehlerquellen zu minimieren. So hat z. B. der sehr schmale Funkenerosionsschnitt den Vorteil, daß er den im Ermüdungsrißwachstumsversuch vorhandenen scharfen Riß besser simuliert als der relativ breite Bandsägeschnitt.

Eichkurven können auch über theoretische Ansätze analytisch oder numerisch bestimmt werden. Die analytische Ermittlung des ortsabhängigen Potentials $\phi(x,y,z)$ in einer Probe ist durch Lösen der Laplace Gleichung

$$\nabla^2 \phi(x,y,z) = 0 \quad (6.1)$$

möglich, die aus der Maxwell'schen Gleichung bei verschwindender Raumladungsdichte abgeleitet werden kann. Diese Art der Bestimmung ist aber nur bei einfachen Probengeometrien anwendbar.

Bei den numerischen Verfahren wird die Laplace-Gleichung auf der Basis von Finite-Element-Programmen gelöst. Besonders gut für diese Zwecke ist das Programm ADINA-T geeignet /134/. Aus Rechnungen mit diesen Programmen existieren in der Literatur für einige weit verbreitete Normproben Ergebnisse /135-137/.

6.1.2 Optimierung von Stromeinleitungs- und Potentialabgriffsposition

Für eine Optimierung hinsichtlich Stromeinleitungs- und Potentialabgriffsort sind die drei Größen Reproduzierbarkeit, Empfindlichkeit und Signal-Rauschspannungs-Verhältnis von besonderer Bedeutung.

Die Reproduzierbarkeit macht Aussagen über den Fehler bei der Potentialmessung, der sich aus einer nicht exakten, d. h. von einer vorherigen Festlegung abweichenden Positionierung der Potentialmeßleitung an der Probe ergibt. Um die Reproduzierbarkeit zu optimieren, sollten die Orte der Meßleitung auf der Probe so ausgewählt werden, daß kleine Schwankungen bei der Positionierung der Meßleitungen möglichst keinen Einfluß auf die Spannungsmessung haben.

Die Empfindlichkeit ist ein Maß dafür, wie stark sich Rißlängenänderungen auf die Höhe der gemessenen Spannung auswirken. Die Empfindlichkeit wird zahlenmäßig durch die Steigung dU/da (dU = Spannungsabfall, da = Rißlängenänderung) in der Eichkurve beschrieben.

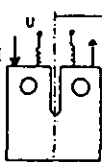
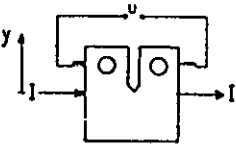
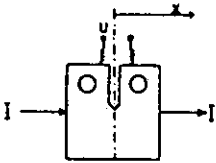
Das Signal-Rauschspannungs-Verhältnis wird durch die Wahl der Stromeinleitungs- und Potentialabgriffspositionen in der Weise optimiert, daß möglichst hohe Spannungspegel meßbar sind. Der Einfluß von Rauschen, Thermospannungen, Meßgerätedrift und sonstigen von außen eingekoppelten Störsignalen auf das eigentliche Meßsignal wird dadurch geringer. Grundsätzlich kann der Spannungspegel durch Erhöhung des in die Probe eingespeisten Stromes gesteigert werden.

6.1.2.1 CT-Proben

Um Aufschluß über Reproduzierbarkeit, Empfindlichkeit und Signal-Rauschspannungs-Verhältnis in Abhängigkeit unterschiedlicher Stromeinleitungs- und Potentialabgriffspositionen in CT-Proben zu erhalten, werden Ergebnisse aus verschiedenen Finite-Element-Rechnungen (ADINA-T) von Aronson und Ritchie /138/ herangezogen, denen unterschiedliche Stromeinleitungs- und Potentialabgriffspositionen zugrunde liegen.

In Tab. 6.1 werden drei verschiedene Anordnungen mit verschiedenen Strom-
einleitungs- und Potentialabgriffspositionen gegenübergestellt. In Anord-
nung A sind die Stromleitungen auf der Stirnseite der Probe jeweils 7,5 mm
von den Seitenflanken entfernt angebracht. In Anordnung B und C sind sie
auf den Seitenflanken in der Mitte befestigt.

Tabelle 6.1: Verschiedene Anordnungen von Stromeinleitungs- und
Potentialabgriffspositionen nach Aronson und Ritchie /138/

Anordnung	Stromleitungsposition	Potentialabgriff	Variation der Potentialabgriffsposition	Abbildung
A	Stirnseite	Stirnseite	in x - Richtung $x = 0$ auf Kerbmittellinie	
B	Flanke	Flanke	in y - Richtung $y = 0$ entspricht Strom - leitungsposition	
C	Flanke	Stirnseite	in x - Richtung $x = 0$ auf Kerbmittellinie	

Für Anordnung A der Stromleitungen wird der Potentialabgriff auf der
Stirnseite von der Kerbflanke bis zur Seitenflanke variiert. Für diesen
Fall ist in Abb. 6.2 das Spannungsverhältnis $U(a)/U(a_0)$ ($a_0 = 17,5$ mm) über
der Potentialabgriffsposition $2,6 \text{ mm} \leq x \leq 28,5 \text{ mm}$ aufgetragen. Am linken
Rand der Kurven ($x \leq 4 \text{ mm}$) ist die Steigung der Kurve so flach, daß kleine
Änderungen in der Potentialabgriffsposition keine Veränderung im Span-
nungsverhältnis $U(a)/U(a_0)$ nach sich ziehen.

Die höchsten Werte für die Empfindlichkeit (Änderungen des Spannungsver-
hältnisses $U(a)/U(a_0)$ mit dem Rißlängenverhältnis (a/w) ergeben sich
nach Abb. 6.2 für Spannungsangriffspositionen in der Nähe der Kerbflanken
($x \leq 4 \text{ mm}$). Diese Potentialabgriffsposition ist sowohl hinsichtlich der

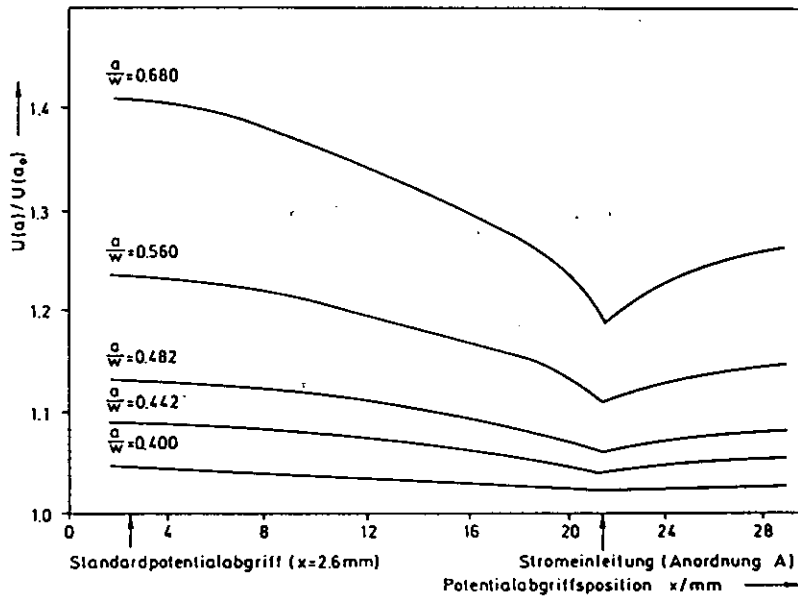


Abb. 6.2: Änderung des Spannungsverhältnisses $U(a)/U(a_0 = 17,5 \text{ mm})$ mit der Potentialabgriffsposition x auf der Stirnseite der Probe für Anordnung A (Tab. 6.1) nach Aronson und Ritchie /138/

Reproduzierbarkeit als auch hinsichtlich der Empfindlichkeit vorzuziehen; sie wird im folgenden als Standardpotentialabgriffsposition bezeichnet.

Für die Anordnung B und C der Stromleitungen (Tab. 6.1) wird der Potentialabgriff zum einen auf den Flankenseiten und zum anderen auf der Stirnseite variiert (vgl. Tab. 6.1).

Für den Fall des Potentialabgriffs auf den Flankenseiten (Anordnung B) ist in Abb. 6.3 das Spannungsverhältnis $U(a)/U(a_0)$ über der Potentialabgriffsposition y ($y = 0$ entspricht der Position der Stromeinleitungsanschlüsse) für verschiedene RiBlängenverhältnisse a/w aufgetragen. Eine akzeptable Reproduzierbarkeit ist nur zu erreichen, wenn die Potentialabgriffsposition möglichst weit von der Stromeinleitungsposition entfernt liegt und die RiBlängenverhältnisse a/w möglichst klein sind ($< 0,482$). Die Empfindlichkeit steigt mit der Entfernung der Potentialabgriffspositionen von der Stromeinleitungsposition und ist größer als die Empfindlichkeit im Falle zuvor (vgl. Abb. 6.2 und 6.3).

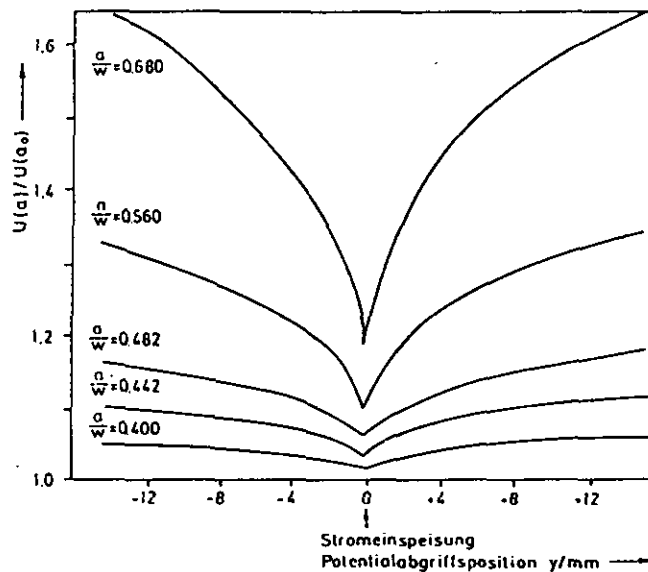


Abb. 6.3: Änderung des Spannungsverhältnisses $U(a)/U(a_0 = 17,5 \text{ mm})$ mit der Potentialabgriffposition y auf der Flanke der Probe für Anordnung B (Tab. 6.1) nach Aronson und Ritchie /138/

Eine bessere Reproduzierbarkeit und eine höhere Empfindlichkeit ist erreichbar für einen Potentialabgriff auf der Stirnseite der Probe (Anordnung C; Tab. 6.1). Wie aus Abb. 6.4, in der das Spannungsverhältnis $U(a)/U(a_0)$ über der Potentialabgriffposition x für verschiedene Rißlängenverhältnisse a/w aufgetragen ist, hervorgeht, erhält man für die Potentialabgriffposition $x \leq 4 \text{ mm}$ (Standardpotentialabgriffposition) gute Reproduzierbarkeit und Empfindlichkeit.

Nach den bisherigen Betrachtungen kommen bezüglich guter Reproduzierbarkeit nur Potentialmessungen im Bereich der Standardpotentialabgriffposition in Frage. Hierbei ergibt sich ein Vorteil für die Anordnung C, da gegenüber Anordnung A eine höhere Empfindlichkeit gegeben ist.

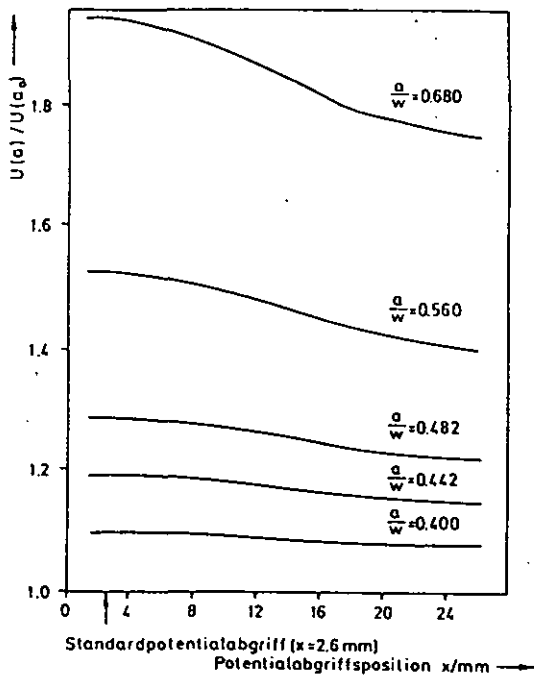


Abb. 6.4:

Änderung des Spannungsverhältnisses $U(a)/U(a_0 = 17,5 \text{ mm})$ mit der Potentialabgriffsposition x entlang der Stirnseite der Probe für Anordnung C (Tab. 6.1) nach Aronson und Ritchie /138/

Außer guter Reproduzierbarkeit und hoher Empfindlichkeit ist das Signal-Rauschspannungs-Verhältnis und damit die Höhe des Spannungspegels ein wichtiges Kriterium bei der Entscheidung für eine der beiden Anordnungen. Ohne genaue Zahlenwerte für die Spannungen, die vom spezifischen elektrischen Widerstand des Probenmaterials abhängen, angeben zu können, ergeben Finite-Element-Rechnungen /138/, daß der Potentialpegel für Anordnung A etwa um einen Faktor 2 höher liegt als für die Anordnung C. Die Höhe des Spannungspegels gewinnt bei der Entscheidung für die eine oder andere Stromeinleitungsposition um so mehr an Gewicht, je größer die spezifische elektrische Leitfähigkeit des Probenwerkstoffes ist, da dann im Experiment, mit nur kleinen meßbaren Spannungen (mV bis μV -Bereich), trotz hoher in die Probe eingespeister elektrischer Ströme, kein genügender Abstand zu Störsignalen wie Widerstands- und Verstärkerrauschen Thermospannungen und induktiven Einstreuungen, gegeben ist.

Da die Gleichstrompotentialmethode für bruchmechanische Untersuchungen an metallischen Werkstoffen (hohe elektrische Leitfähigkeit) eingesetzt wird, wird dem höheren Signal-Rauschspannungs-Verhältnis, das bei der Anordnung A erreichbar ist, ein höherer Stellenwert eingeräumt als der etwas höheren Empfindlichkeit im Fall der Anordnung C. Aus diesem Grunde fiel die Entscheidung zugunsten der Konfiguration A mit der Standardpotentialabgriffsposition.

Die vergleichende Betrachtung soll mit einer Zusammenfassung in Form von drei Abbildungen (Abb. 6.5, 6.6, 6.7) abgeschlossen werden, in denen Reproduzierbarkeit, Empfindlichkeit und dimensionsloser Spannungspegel der beiden Stromeinleitungspositionen auf Stirnseite und Flanke mit der Standardpotentialabgriffsposition, die sich als geeignetere Potentialabgriffsposition erwiesen hat, gegenübergestellt sind.

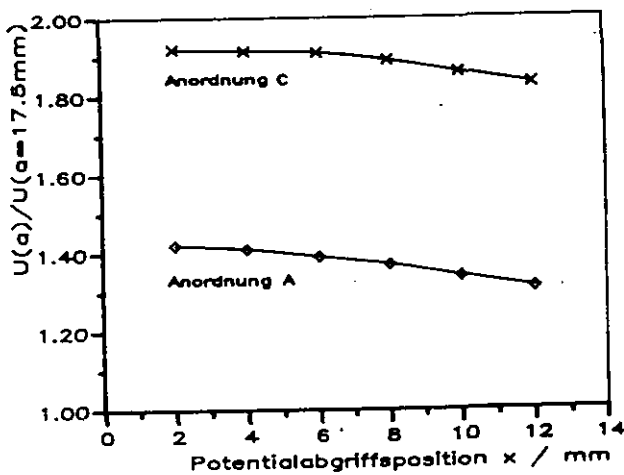
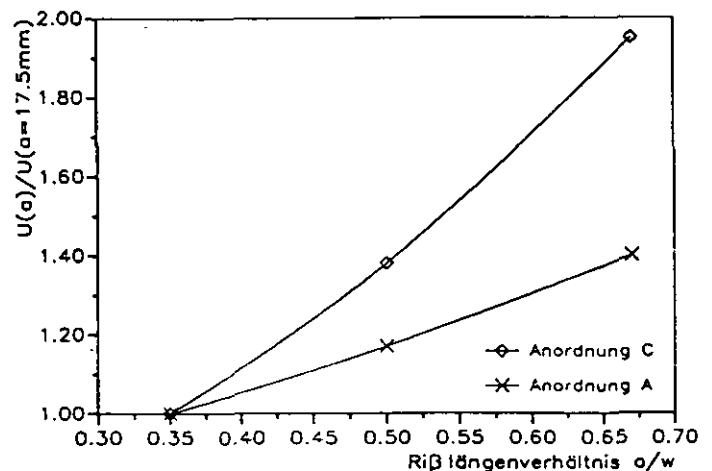


Abb. 6.5:

Vergleich der Reproduzierbarkeit der Anordnung A und C (Tab. 6.1) nach Aronson und Ritchie /138/

Abb. 6.6:

Vergleich der Empfindlichkeit der Anordnung A und C (Tab. 6.1) nach Aronson und Ritchie /138/



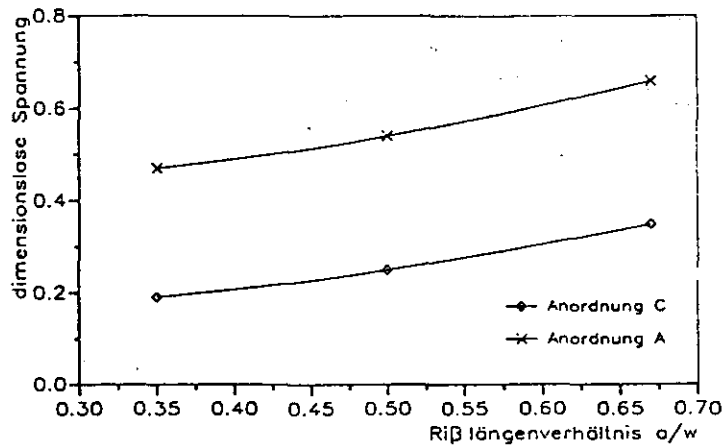


Abb. 6.7: Spannungsniveau der Anordnungen A und C (Tab. 6.1) nach Aronson und Ritchie /138/

6.1.2.2 RSO-Rohre

Durch die Ofenanordnung bedingt, konnte die Anbringung der Stromleitungen (Zu- bzw. Ableitung) nur an den Enden des Rohres unterhalb des oberen Flansches bzw. oberhalb des unteren Flansches erfolgen. Die Frage wurde aufgeworfen, wieviele Stromeinspeisepunkte, am Umfang verteilt, notwendig waren, um über dem Kerb ein rotationssymmetrisch gleichmäßiges Stromlinienfeld zu erzeugen. Damit wäre sichergetellt, daß bei gleicher Rißtiefe auch tatsächlich identische Spannungsverhältnisse unabhängig von dem Ort am Umfang vorliegen.

Eigene Untersuchungen mit einer Stromzuleitung, zwei um 180° und vier um 90° gegeneinander versetzten Stromzuleitungen (mit einer entsprechenden Anzahl von "Stromableitungen") bei zwei verschiedenen Stromstärken (40 und 80 A) haben gezeigt, daß bei der hohen Stromstärke (80 A) kein meßbarer Unterschied, bei der kleinen Stromstärke (40 A) aber eine Differenz in den Spannungswerten von ca. 1 % zwischen dem Fall einer Stromzuleitung und dem Fall von vier Stromzuleitungen auftrat. Größere Unterschiede ergaben sich für die Spannungen die zwischen Kerb und Flanschen auf der Rohroberfläche außerhalb des Kerbbereiches gemessen werden.

Um sicherzustellen, daß ein homogenes Stromlinienfeld über dem Kerb vorliegt, wurden vier um 90° gegeneinander versetzte Stromzuleitungen verwendet.

Die Frage der Potentialabgriffspositionen stellte sich nicht so komplex dar wie im Fall der CT-Proben, da lediglich eine Optimierung hinsichtlich des Abstandes der Potentialabgriffspunkte vorzunehmen war.

Für die Rohrgeometrie konnte leider nicht auf Finite-Element-Ergebnisse zurückgegriffen werden, um eine solche Optimierung vorzunehmen. Stattdessen wurde eine qualitative Abschätzung auf der Grundlage von Rechnungen, die an einseitig gekerbten Zugproben (SEN-Proben) durchgeführt wurden, vorgenommen. Wenn der Strom weit genug von der Kerbe entfernt in die Probe oben eingeleitet wird, so ist diese Probenform elektrisch gesehen dem Rohr äquivalent. Verständlich wird das, wenn man sich das Rohr abgewickelt vorstellt. Dann entspricht der mittlere Umfang des Rohres der Dicke der SEN-Probe und die Wandstärke der Weite der SEN-Probe (Abb. 6.8). Für diesen Fall ist die über dem Kerb abfallende dimensionslose Spannung in Abhängigkeit vom Rißlängenverhältnis a/w und dem Abstand des Potentialabgriffes dargestellt. Hieraus ist zu erkennen, daß mit kleiner werdendem Abstand die Empfindlichkeit der Spannungsmessung wie zu erwarten ansteigt.

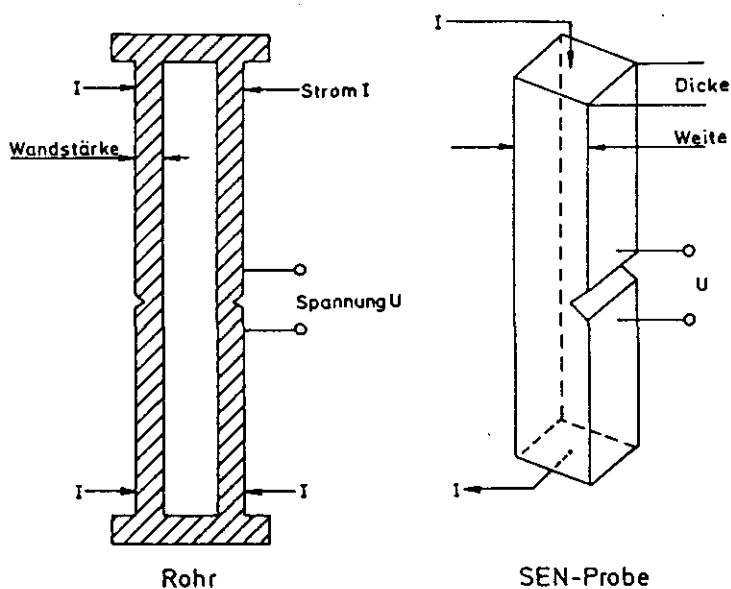


Abb. 6.8: Gegenüberstellung gekerbtes Rohr und SEN-Probe

Mit kleiner werdendem Abstand der Potentialleitungen steigt zwar die Empfindlichkeit wie zu erwarten an, Reproduzierbarkeit und Signal-Störspannungsabstand verschlechtern sich aber. Als Kompromiß wurde für das Rohr ein Abstand $Y = 2,5 \text{ mm}$ gewählt, der eine gute Empfindlichkeit (s. Abb. 6.9, $Y/w = 0,25$), ein akzeptables Signal-Störspannungsverhältnis ($U > 200 \mu\text{V}$) und die technische Möglichkeit bietet, die Potentialleitungen mit ausreichender Genauigkeit auf dem Rohr über dem Kerb zu positionieren.

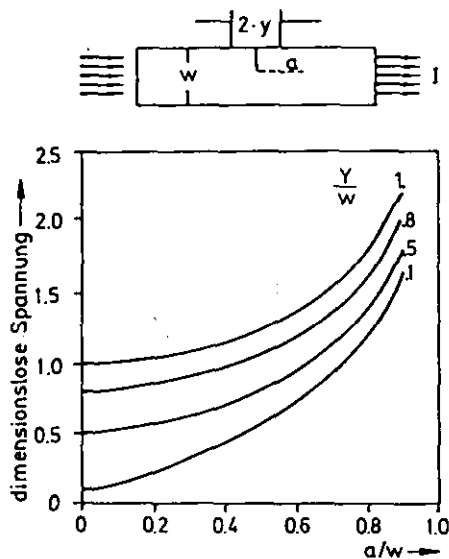


Abb. 6.9:
Theoretische Eichkurven für eine SEN-Probe mit dem Abstandsverhältnis y/w als Parameter /143/

6.1.3 Meßanordnung und Meßtechnik

6.1.3.1 Normproben

In Abb. 6.10 ist die in den Experimenten an CT-Proben verwendete Meßanordnung dargestellt.

Die Stromzuleitungen sind mit einem Durchmesser von 2,4 mm für eine Stromstärke von 30 A ausgelegt. Die Potentialabgriffsleitungen sind in ca. 5 mm tiefen Bohrungen der Probe eingelassen und durch das Hochtemperaturlötverfahren (1100°C) unter Verwendung eines Nickelbasislotes verbunden. Diese Art der Verbindung gibt die Gewähr für sehr geringe elektrische Übergangswiderstände.

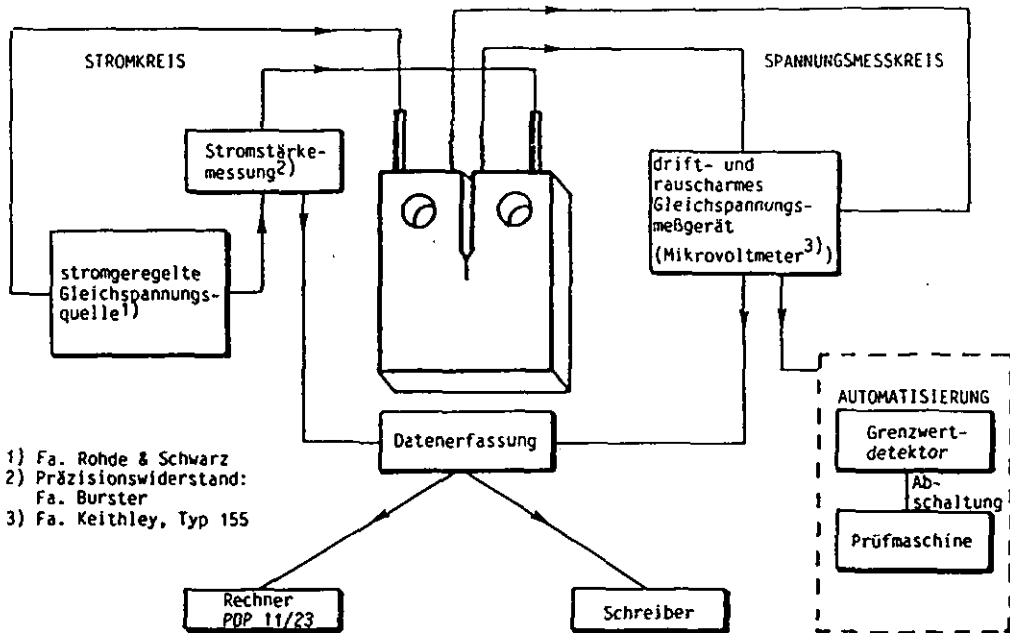


Abb. 6.10: Blockschaltbild der Meßanordnung für das Potentialsondenverfahren mit Stromeinleitungsposition A und Standardpotentialabgriffsposition

Die stromgeregelte Gleichspannungsquelle mit erdfreien Ausgängen hat ausgezeichnete Stabilisierungs- (besser 0,005 % bei 10 % Netzschwankungen) und Temperturdrifteigenschaften (besser 0,01 %/K im Temperaturbereich - 10 °C bis 50 °C).

Die elektrische Stromstärke im Stromkreis (Abb. 6.10) wird durch Messung des Spannungsabfalles an einem Präzisionswiderstand ($R = 2 \text{ m}\Omega$; $I_{\text{max}} = 30 \text{ A}$) bestimmt.

Für die Spannungsmessung kommt ein Mikrovoltmeter zum Einsatz, dessen Herzstück ein mit MOS-FET Transistoren bestückter Chopperverstärker (Modulator) ist. Die Verwendung von MOS-FET-Transistoren hat verschiedene Vorzüge wie kleine Offsetströme und Offsetspannungen, geringes Rauschen der elektronischen Bauteile und sehr geringe Temperatur- und Langzeitdrift (Verstärkerrauschen 30 nV; nicht kumulative Drift $\leq 500 \text{ nV/24 h}$; Temperaturdrift $\leq 100 \text{ nV/}^\circ\text{C}$). Die Meßgenauigkeit des Mikrovoltmeters ist im 10 mV-Meßbereich besser als 0,1 mV.

Für die CCP-Proben wird im Prinzip die gleiche Meßanordnung verwendet, hier kommt lediglich ein zweiter Spannungsmeßkreis hinzu.

6.1.3.2 RSO-Rohre

Das Potentialsondenverfahren, wie es zur Rißlängenmessung in RSO-Rohren verwendet wird, ist als Blockschaltbild in Abb. 6.11 dargestellt.

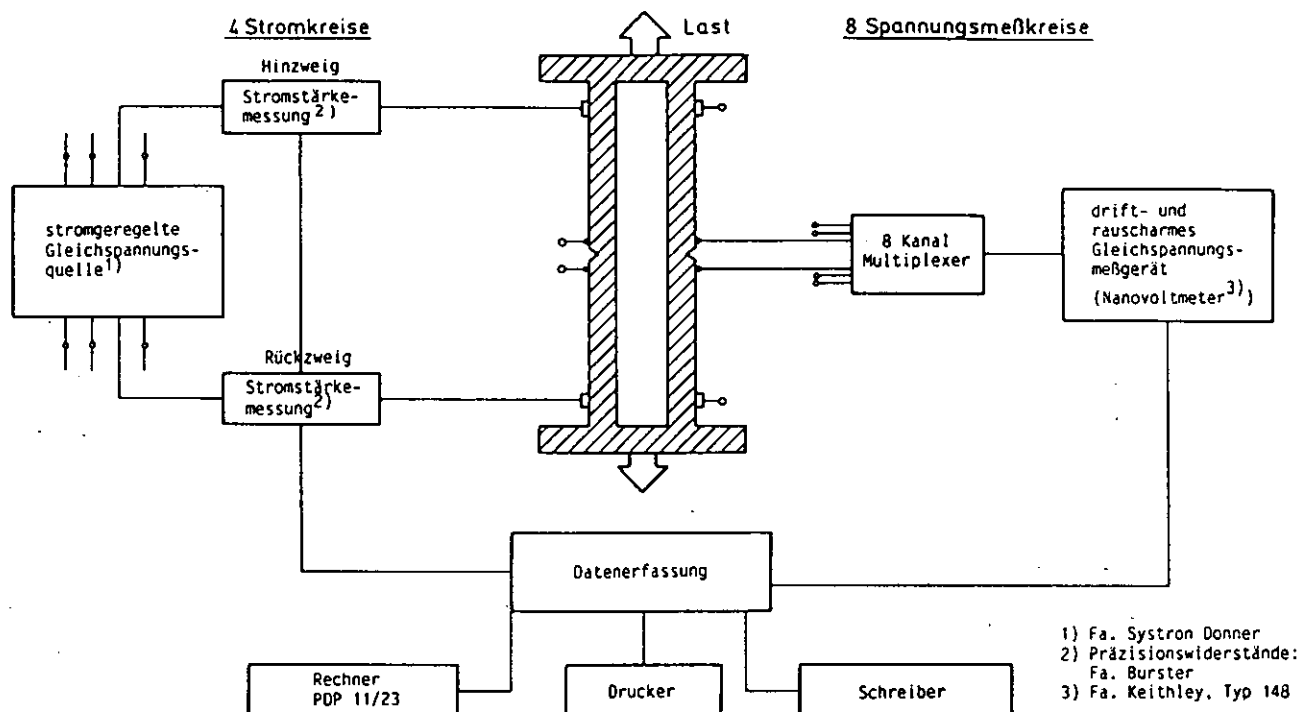


Abb. 6.11: Blockschaltbild für die Verwendung des Potentialsondenverfahrens zur Rißlängenmessung in Rohren

Stromkreise

Eine hochgenaue stromgeregelte Gleichspannungsquelle speist das Rohr mit einem Strom von 80 A. Vier identisch aufgebaute Stromkreise, deren Einspeisungspunkte um je 90° am Umfang versetzt sind, geben die Gewähr für ein rotationssymmetrisches homogenes Stromlinienfeld im Kerbbereich des Rohres. Im Hin- und Rückzug eines jeden Stromkreises wird die Stromstärke über einen Präzisionswiderstand ($10 \text{ m}\Omega$) überwacht, um Unsymmetrien in der Stromversorgung detektieren zu können. Eine Störung dieser Art beeinflusst sehr empfindlich die Spannungsmessung und damit die Genauigkeit der Rißlängenmessung. Unsymmetrien können dadurch entstehen, daß der Riß ungleich-

mäßig über den Umfang des Rohres fortschreitet. Hiermit würden sich die Ohm'schen Widerstände, der nur außerhalb des Rohres gleich aufgebauten Stromkreise, ungleichmäßig verändern, so daß sich die Ströme in den Zweigen entsprechend der Gesetze über die Parallelschaltung von Widerständen unterschiedlich einstellen würden. Um diese Situation zu vermeiden, wurden die elektrischen Widerstände der Stromkreise so ausgelegt, daß sie, verglichen mit dem elektrischen Widerstand, den das Rohr darstellt, sehr hoch sind.

Spannungsmeßkreise

Die Spannungen über dem Kerb wurden zunächst an acht, später an 16 am Umfang versetzten Positionen gemessen. Die Meßleitungen waren in 5 mm Abstand oberhalb bzw. unterhalb des Kerbes aufgepunktet. Nach einem rauscharmen 16-Kanal Multiplexer (Abtastrate einstellbar) wurden die Spannungen von einem Nanovoltmeter erfaßt, das in seinen Meßeigenschaften um eine Größenordnung besser ist als das bei CT-Proben eingesetzte Spannungsmeßgerät. Der Einsatz des Nanovoltmeters (Verstärkerrauschen: 1 nV; nicht kumulative Drift: 10 nV/24 h) war notwendig, da die zu messenden Spannungen bei einigen 100 μ V lagen. Die Genauigkeit des Gerätes ist im verwendeten 1 mV-Bereich besser als 10 μ V.

6.1.4 Minimierung von Störeinflüssen

Mögliche Störgrößen bei der Ermittlung der Rißlänge und bei der Erstellung der Eichkurven sind:

elektronische Einflußgrößen

- Rauschen,
- Thermospannungen an den Übergängen, Übergangswiderstände
- induktiv eingekoppelte Signale durch starke magnetische Felder in der Umgebung (z. B. Induktionsheizung),
- Erdschleifen,

mechanische Einflußgrößen

- starke Verformungen der Probe im Rißspitzenbereich (Abstumpfung der Rißfront)
- starke Verformungen der Probe im Bolzenbereich (CT-Probe)

Die mechanischen Einflußgrößen machen sich im wesentlichen bei den Kriechrißwachstumsversuchen bemerkbar, bei der Untersuchung des Ermüdungsrißwachstums spielen sie keine so große Rolle, da die Proben hier nur sehr geringfügig Verformungen aufweisen.

Darüberhinaus wirkt sich ein ungleichmäßiges Temperaturfeld auf der Probe, das Gradienten im spezifischen elektrischen Widerstand zur Folge hat, störend aus.

Ein Teil dieser Störgrößen läßt sich ausschalten, ein Teil läßt sich minimieren, und ein weiterer Teil ist versuchsbedingt bzw. durch die Einrichtungen vorgegeben.

Rauschen

Die totale Rauschspannung setzt sich zusammen aus dem Rauschen des Meßgeräteverstärkers U_V und der thermischen Rauschspannung U_R des Quellenwiderstandes (CT-Probe, CCP-Probe bzw. Rohr).

Das Verstärkerrauschen beträgt maximal $U_V = 30 \text{ nV}$ (Keithley Mikrovoltmeter 155). Das thermische Rauschen U_R , das in Ohm'schen Widerständen verstärkt auftritt, berechnet sich aus

$$U_R = \sqrt{4 k T R f} \quad (6.2)$$

k = Boltzmann-Konstante $1,38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$

T = Temperatur

R = Ohm'scher Widerstand

f = Frequenzbandbreite des Verstärkers

Eine Abschätzung nach Gleichung (6.2) ergibt, daß das thermische Rauschen bei 850°C und ungünstigster Annahme gegenüber dem Verstärkerrauschen von $U_V = 30 \text{ nV}$ vernachlässigbar ist.

Bei einer maximalen Auflösung des Meßsignals auf $10 \mu V$ genau ergibt sich damit ein Signal-Rauschabstand von mindestens 330:1.

Thermospannungen

Thermospannungen können durch Überlagerung mit dem Nutzsignal des Potentialsondenverfahrens die Rißlängenmessung verfälschen.

Thermospannungen treten grundsätzlich dort auf, wo metallische Werkstoffe unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung in einem Temperaturgradienten in Kontakt treten. Je nach Metallkombination können Thermospannungen bis zu $100 \mu V/^\circ C$ betragen.

Thermospannungen können auf zwei Arten minimiert werden:

- a. Temperaturgradienten in den Übergangsstellen klein halten
- b. Verwendung von Meßleitungen und Hochtemperaturlot die gleiche oder ähnliche Werkstoffzusammensetzungen aufweisen wie die Versuchsproben

Da der Temperaturgradient an der Übergangsstelle von den Temperaturverhältnissen auf der Probe und damit von den eingesetzten, auf die Probenform abgestimmten Heizsystemen abhängt, kann hier nur sehr bedingt eine Minimierung vorgenommen werden. Eine Minimierung des Thermospannungseinflusses erfolgte daher nur nach Punkt b.

Magnetische Felder

In einer Leiterschleife mit der Fläche A wird eine Spannung U_{ind} nach dem 2. Maxwell'schen Gesetz (Induktionsgesetz)

$$U_{ind} = \int_A \frac{\partial B}{\partial t} dA \quad (6.3)$$

induziert, wenn sie sich durch ein konstantes aber ortsabhängiges Magnetfeld bewegt oder von einem zeitlich veränderlichen Magnetfeld mit dem magnetischen Fluß B durchsetzt wird.

Die Höhe der induzierten Spannung nach Gl. (6.3) hängt von der Stärke des magnetischen Feldes B und der von B durchsetzten Leiterfläche A ab. In unserem Fall ist das die Fläche zwischen Hin- und Rückleiter der Potentialleitungen.

Während das magnetische Feld durch die vorhandenen Einrichtungen wie Induktionsheizung, Ofenheizung, Stromversorgungsquelle festgelegt ist, kann eine Reduzierung dieses Störeffektes nur durch Verkleinern der vom magnetischen Feld durchsetzten Fläche zwischen Hin- und Rückleiter erfolgen. Daher wurde auf eine geordnete Meßleitungsführung Wert gelegt, wobei Hin- und Rückleiter eines jeden Meßleitungspaares miteinander mechanisch gekoppelt wurden.

Eine Abschirmung der Meßleitungen gegen magnetische Felder durch Verwendung von Isolationsmaterial mit hoher magnetischer Permeabilität, sogenanntes μ -Metall, schied aus damit verbundenen versuchstechnischen Schwierigkeiten aus.

Erdschleifen

Existiert in einem Meßsystem mehr als eine Erdverbindung, so können durch Ausgleichsströme Spannungen hervorgerufen werden, die sich den eigentlichen Meßspannungen des Potentialsondenverfahrens überlagern /139/. Die Fehler, die hierdurch entstehen, sind um so gravierender, je kleiner das eigentliche Nutzsignal ist. Abhilfe kann geschaffen werden, wenn das gesamte Meßsystem erdfrei oder mit sternförmiger Erdung betrieben wird.

Im Falle der Experimente an Normproben wurde dies erreicht durch Isolation des Probengestänges, durch Verwendung von einem batteriegespeisten Spannungsmeßgerätes und einer erdfrei betriebbaren Stromquelle. Dadurch, daß bei den Experimenten an Rohren nur ein Ende des Rohres gegenüber der Prüfmaschine isoliert werden konnte, mußte hier eine Erdverbindung in Kauf genommen werden.

6.1.5 Eichung des Potentialsondenverfahrens

Zur Eichung des Potentialsondenverfahrens wurde der Riß in einer 1/2" CT-Probe, einer 1" CT-Probe, einer 1/2"CCP-Probe und einem RS0-Rohr durch Sägeschnitte simuliert und die Spannung als Funktion des Rißlängenverhältnisses a/w (Normproben) bzw. des Rißtiefenverhältnisses (RS0-Rohr) aufgenommen (im folgenden vereinfachend als Eichkurve bezeichnet). Eine Überprüfung der so erstellten Eichkurven erfolgte mit drei Methoden:

- Ermüdungsrißversuch mit Bruchflächenmarkierungen (E)
- wiederholte Durchführung der Eichung (W)
- Rißsimulation durch einen sehr dünnen Funkenerosionsschnitt (ca. 0,2 mm breit) (F)
- Vergleich mit theoretisch bestimmten Eichkurven aus der Literatur (T).

Einen Überblick über die erstellten Eichkurven und die verschiedenen Methoden, wie sie überprüft wurden, gibt Tab. 6.2.

Tab. 6.2: Überblick über die erstellte Eichkurve und die Methoden der Überprüfung

Probe	Eichkurven	Methoden zur Überprüfung
1/2" CT	Werkstoff : Messing Temperatur/°C : 20 Strom/A : 10, 15, 20 Art d. Fehlers: S / 1 mm	Methode : E bzw. W Werkstoff : NiCr 22 Co 12 Mo Temperatur/°C : 850 Strom/A : 15 Art d. Fehlers: R bzw. s/2 mm
1" CT	Werkstoff : X10NiCrAlTi 32 20 Temperatur/°C : 24, 800 - 950 Strom/A : 20, 25, 30 Art d. Fehlers: S / 2 mm	Methode : W, F, T Werkstoff : X10NiCrAlTi 32 20 Temperatur/°C : 20, 800 - 950 Strom/A : 20, 25, 30 Art d. Fehlers: S / 3 mm, FS
1/2"CCP	Werkstoff : Messing Temperatur/°C : 20 Strom/A : 25, 30, 40, 50 Art d. Fehlers: S / 1 mm	Methode : E Werkstoff : X10NiCrAlTi 32 20 Temperatur/°C : 20, 700, 850 Strom/A : 25 Art d. Fehlers: R
Rohr	Werkstoff : X10NiCrAlTi 32 20 Temperatur/°C : 24, (850) Strom/A : 80 Art d. Fehlers: S / 1 mm	Methode : T

S = Sägeschnitt / Breite; R = Ermüdungsriß;
FS = Funkenerosionsschnitt mit 0,2 mm Schnittbreite

In den nächsten Kapiteln werden die Eichkurven für die benutzten Probenformen vorgestellt, und der Einfluß des Werkstoffes, der Temperatur, des eingespeisten Stromes, der Belastung und der Rißkonfiguration auf die Spannungsmessung aufgezeigt.

Der Einfluß des Werkstoffes, der Temperatur und des eingespeisten Stromes macht es notwendig, eine entsprechende Anzahl von Eichkurven für jede der verwendeten Versuchsparameter zu erstellen, wenn sich die Eichkurven nicht durch einen konstanten Faktor ineinander überführen lassen. Ein konstanter Faktor ist physikalisch sinnvoll, da die über der Probe abfallende Spannung vom spezifischen temperatur- und werkstoffabhängigen elektrischen Widerstand bestimmt wird.

Die Kenntnis des Einflusses der Belastung und der Rißkonfiguration ist wichtig, um Aussagen über die Genauigkeit des eingesetzten Rißlängenmeßverfahrens machen zu können.

6.1.5.1 CT-Proben

Aus Gründen einer schnelleren Fertigung der Proben und einer einfacheren Durchführung der Eichung wurden die Eichkurven für die 1/2" CT-Probe an Messing erstellt.

Um sicherzustellen, daß die an Messing bei Raumtemperatur erstellte Eichkurve auch für andere Werkstoffe und Temperaturen verwendbar ist, wurde ein Ermüdungsrißwachstumsversuch an NiCr 22 Co 12 Mo durchgeführt, in dem eine Reihe von Bruchflächenmarkierungen durch Versuchsunterbrechungen erzeugt wurden, aus der ebenfalls eine Eichkurve erstellt wurde. Das Ergebnis zeigt Abb. 6.12. Die beiden Eichkurven unterscheiden sich nur durch einen konstanten Faktor von 19 (Streuband $\pm 1,5\%$), der näherungsweise dem Verhältnis der spezifischen elektrischen Widerstände von NiCr 22 Co 12 Mo bei 850 °C und Messing bei Raumtemperatur entspricht.

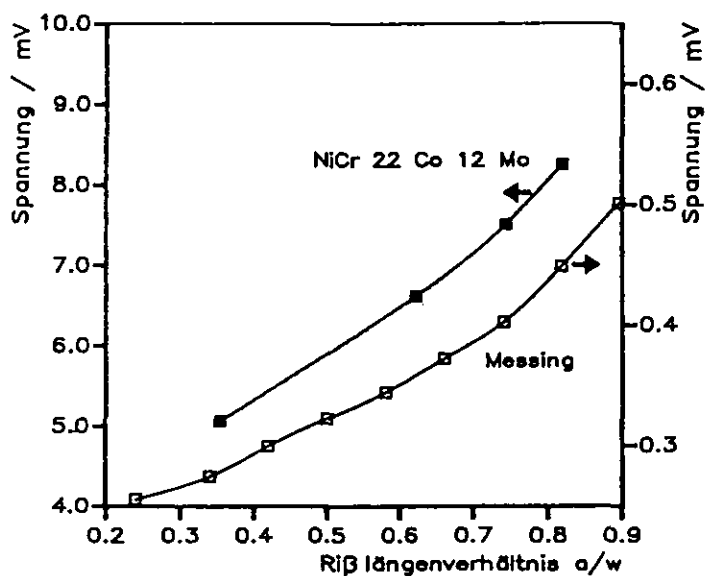


Abb. 6.12: Vergleich der Messing Eichkurve für 1/2"CT-Proben (24 °C; $I = 15$ A) mit Ergebnissen aus einem Ermüdungsrißwachstumsversuch an NiCr 22 Co 12 Mo bei 850 °C ($I = 15$ A)

Die Eichkurven für die 1" CT-Pröbe wurden am Werkstoff X10NiCrAlTi 32 20 für verschiedene Temperaturen (Raumtemperatur, 800 °C, 850 °C, 900 °C und 950 °C) bei drei Stromstärken (20 A, 25 A, 30 A) erstellt. In Abb. 6.13 ist die Temperaturabhängigkeit für die Stromstärke 25 A wiedergegeben.

Die Eichkurven für die Temperaturen $T = 850$ °C und 900 °C, die in den Abbildungen nicht enthalten sind, liegen in äquidistanten Abständen zwischen den Kurven für $T = 800$ °C und 950 °C. Die Kurven zeigen allgemein bei kleinen Rißlängenverhältnissen ($a/w \leq 0,4$) einen linearen Anstieg und erst bei größeren Rißlängen einen parabolischen Verlauf.

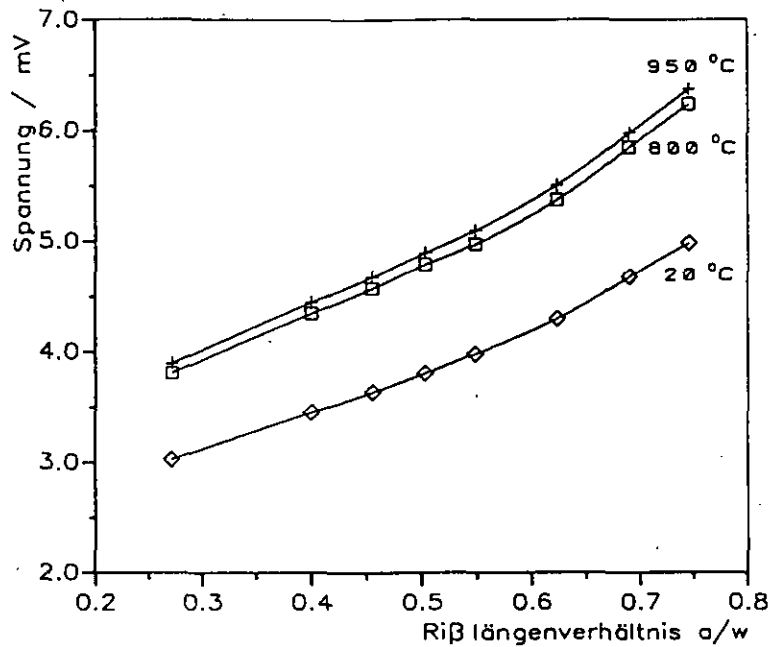


Abb. 6.13: Spannungs-Rißlängenkurven für 3 verschiedene Temperaturen (RT, 800 und 950 °C) bei einer Stromstärke von 25 A (1"CT-Probe, X10NiCrAlTi 32 20)

Die Eichkurven für die 4 Temperaturen (800 °C, 850 °C, 900 °C und 950 °C) unterscheiden sich von den Eichkurven für Raumtemperatur (RT) jeweils um das Verhältnis aus den temperaturabhängigen spezifischen Widerständen $\rho(T)/\rho(RT)$, die aus der Literatur bekannt sind (z. B. für $T = 850$ °C: $\rho(850 \text{ °C})/\rho(RT) = 1,27 / 140, 142/$. Dies läßt den Schluß zu, daß bei höheren Temperaturen ermittelte Eichkurven nicht durch Thermospannungen (vgl. Kap. 6.5.1) verfälscht sind. Dies wurde zudem noch dadurch bestätigt, daß sich bei der Umpolung der Stromrichtung keine Unterschiede im Betrag der gemessenen Spannung ergeben. Weiterhin wurden keine Spannungen gemessen wenn der Strom abgeschaltet wurde.

Der Einfluß des eingespeisten Stromes auf den Verlauf der Eichkurven von 1" CT-Proben wurde beispielhaft für 850 °C untersucht. Dabei zeigte sich deutlich die nach dem Ohm'schen Gesetz zu erwartende Proportionalität zwischen der über der Probe anstehenden Spannung und der eingespeisten Stromstärke. Diese Proportionalität ergab sich auch bei den für die 1/2" CT-Proben an Messing erstellten Eichkurven.

Bei der Aufnahme der Eichkurven wurde die über der Probe anstehende Spannung im unbelasteten Zustand und unter einer Last, die den späteren Versuchsbedingungen entspricht, gemessen. Dabei wurde nur eine schwache Abhängigkeit der gemessenen Spannung von der mechanischen Belastung festgestellt. Diese Abhängigkeit rührt von der Plastifizierung vor der Rißspitze her, die eine Änderung des spezifischen elektrischen Widerstandes zur Folge hat.

Um Aussagen darüber zu erhalten, wie sich ein sehr scharfer Riß gegenüber dem Sägeschnitt auf die Messung auswirkt, wurden die Eichkurven an einer weiteren 1" CT-Probe, bei der die Risse allerdings funkenerosiv simuliert werden, aufgenommen. Eine funkenerosive Einbringung von Schnitten liefert einen sehr scharfen Einschnitt, der dem späteren im Experiment vorhandenen Riß sehr nahe kommt. Abb. 6.14 zeigt die gute Übereinstimmung zwischen den nach beiden Verfahren ermittelten Widerstandseichkurven für Raumtemperatur und 850 °C.

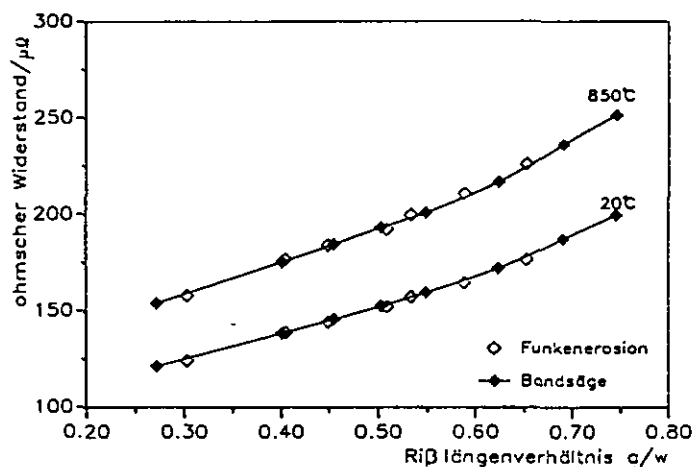


Abb. 6.14: Widerstandseichkurven (Widerstand = Spannung/Stromstärke) für Proben mit Rißsimulation durch Bandsägeschnitt und durch Funkenerosion für Raumtemperatur und 850 °C (X10NiCrAlTi 32 20)

Eine Überprüfung der gemessenen Eichkurve von 1" CT-Proben (850 °C, $I = 25$ A) erfolgte durch einen Versuch zum Ermüdungsrißwachstum, bei dem durch kurzzeitige Laständerungen Bruchflächenmarkierungslinien aufgebracht wurden. Eine weitere Markierung war bei der Endrißlänge durch die farbliche Veränderung der Bruchfläche beim Abkühlen gegeben.

Diese Bruchflächenmarkierungen wurden später mikroskopisch vermessen und mit den nach den Eichkurven ermittelten Rißlängen verglichen. Tab. 6. zeigt gute Übereinstimmung zwischen den optisch bestimmten Rißlängen und den nach der Eichkurve ermittelten Rißlängen.

Tab. 6.3: Vergleich zwischen optischer Rißlängenbestimmung (a_o) und Rißlängenbestimmung mit dem Potentialsondenverfahren (a_p)

i	Rißlänge* $a_o(i)$ mm	Rißlänge $a_p(i)$ mm	relative Abweichung $(a_p - a_o)/a_o$ %
1	15,37	15,3	- 0,5
2	16,15	16,0	- 0,9
3	21,6	21,4	- 0,9
4	32,4	32,3	- 0,3
5	36,4	36,0	- 1,1

*) Rißlängenbestimmung nach ASTM E 399-81 /143/

Aus den negativen relativen Abweichungen wird deutlich, daß die Gleichstrompotentialmethode die Rißlänge unterschätzt. Der Grund hierfür liegt in der Ermittlung der mittleren Rißlängen bei gekrümmter Rißfront nach ASTM /125/, die die größeren Rißlängen im mittleren Bruchflächenbereich der Probe zur Ermittlung der mittleren Rißlänge heranzieht. Im Gegensatz zur ASTM-Norm gewichtet die nach der Gleichstrompotentialmethode gemessene Spannung die kleinen Rißlängen in den Randbereichen der Bruchfläche stärker. Dies ist darauf zurückzuführen, daß der elektrische Strom auf dem kürzesten Weg (Weg des geringsten Ohm'schen Widerstandes) die Probe passiert.

6.1.5.2 CCP-Proben

Die Stromzuführungen wurden in den CCP-Proben in einem möglichst großen Abstand von der Reißebene angebracht ($= 75 \text{ mm}$), so daß im Reißbereich ein möglichst homogenes Feld erreicht wurde. Zur Verbesserung der Situation wurden die Stromzuführungen in zwei Zweige aufgeteilt und sowohl an der Vorder- als auch an der Rückseite mit der Probe verbunden (vergl. Abb. 6.15). Zur Optimierung der Spannungsabgriffspunkte wurde an einer Messingprobe der Spannungsabfall an verschiedenen Positionen (vergl. Abb. 6.15) als Funktion der Reißtiefe untersucht. Dabei wurde die Probe mit Hilfe eines Sägeblattes von 1 mm Stärke schrittweise weiter eingeschnitten.

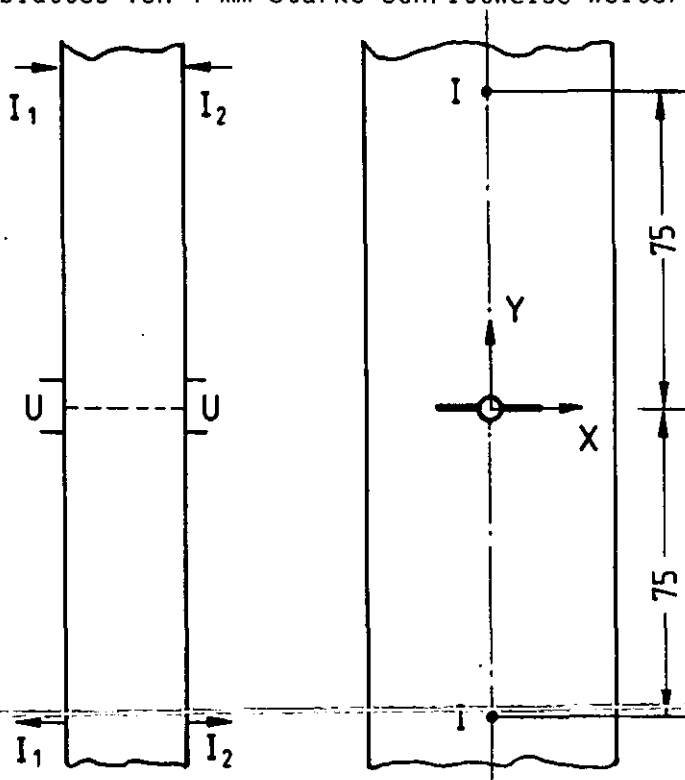


Abb. 6.15: Lage der Stromzuführungs- und Potentialabgriffspunkte bei der Anpassung des Potentialverfahrens an die $1/2''$ CCP-Probe

Abb. 6.16 zeigt die Eichkurve für die verschiedenen Potentialabgriffspunkte bei einem Strom von 30 A . Für die Versuche wurden zwei getrennte Potentialabgriffe in der Nähe der jeweiligen Reißspitzen gewählt ($x = \pm 5 \text{ mm}$), da dadurch auch eine Kontrolle über die Gleichmäßigkeit des Reißwachstums an beiden Reißspitzen möglich war. Außerdem bot sich damit die Möglichkeit, die beiden Reißspitzen getrennt auszuwerten.

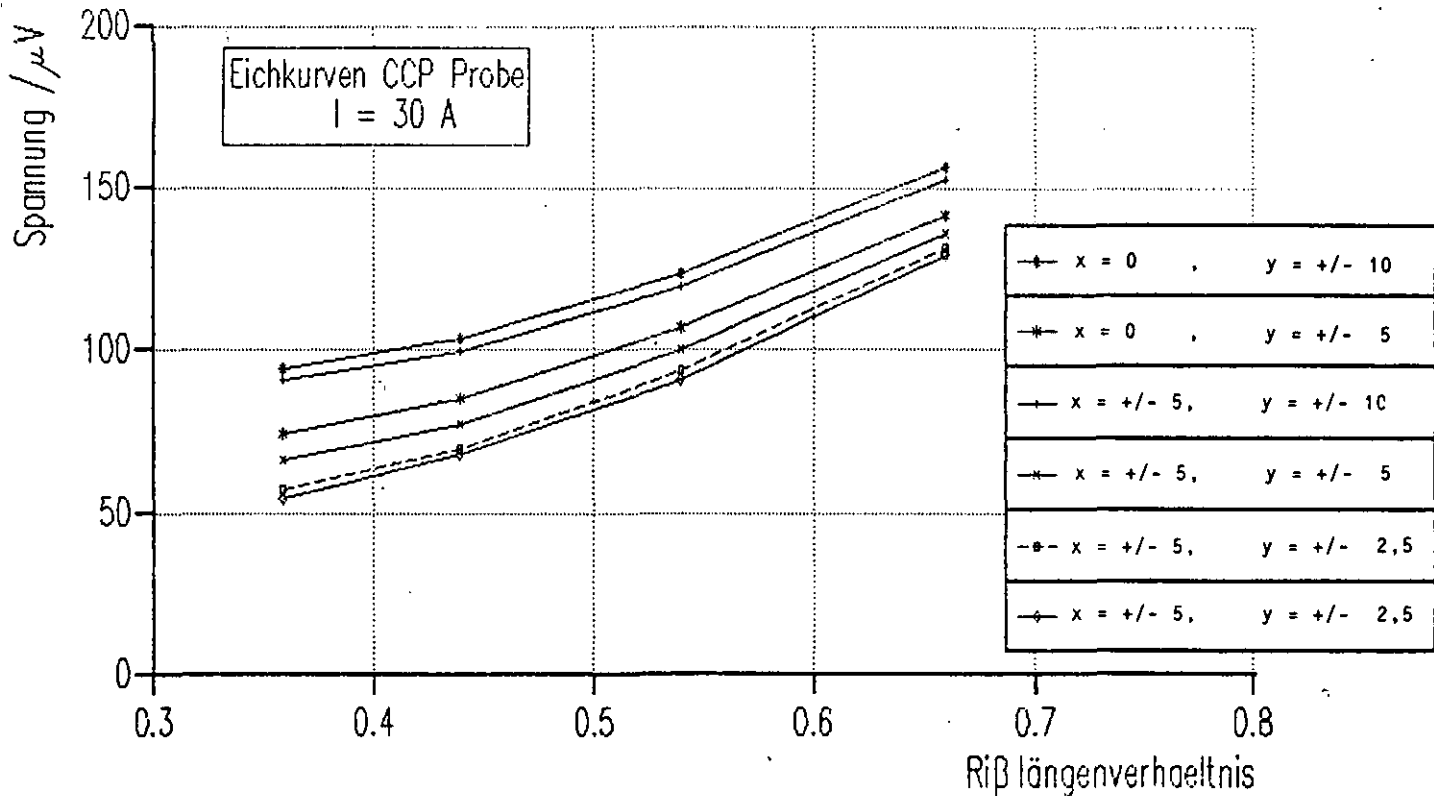


Abb. 6.16: Spannungsabfall als Funktion der Rißlänge an verschiedenen Abgriffspunkten der 1/2"CCP-Probe

Als Abstand der Potentialleitungen von der Rißebene wurde in den Versuchen ± 5 mm gewählt, dies stellte wiederum einen Kompromiß zwischen der Reproduzierbarkeit (Empfindlichkeit gegen Fehlpositionierung), dem Signalpegel (großer Signal-Störabstand) und der Empfindlichkeit (große Potentialänderung) dar.

Da die CCP-Probe als Kombination zweier SEN-Proben (SEN = single edge notched; einseitig gekerbte Probe) betrachtet werden kann, wurde der Versuch gemacht, die Ergebnisse der experimentellen Eichung mit der Johnson-Formel [132] zu vergleichen. Abb. 6.17 zeigt die experimentell ermittelte Eichkurve für die CCP-Probe. Zusätzlich sind zwei Punkte eingetragen, die in einem Ermüdungsversuch an einer CCP-Probe durch Rißflächenmarkierungen ermittelt wurden. Weiterhin zeigt die Abb. eine nach der Johnson-Gleichung errechnete Potentialkurve. Während die zwei im

Ermüdungsversuch ermittelten Punkte sehr gut mit der experimentell ermittelten Eichkurve übereinstimmen, gibt die Johnson-Gleichung den Potentialverlauf nur ungenau wieder. Allerdings ist zu berücksichtigen, daß sich für $a/w > 0,44$ nur ein konstanter Versatz ergibt und daß eine Anpassung auf einen Anfangspunkt von $a/w \approx 0,44$ die Situation wesentlich verbessern würde, d. h. es kann davon ausgegangen werden, daß oberhalb von $a/w \geq 0,45$ die Johnson-Gleichung auch auf die hier verwendete Variante der CCP-Probe angewendet werden kann.

6.1.5.3 RSO-Rohre

6.1.5.3.1 Einfluß des Abstandes der Potentialabgriffe

In Abb. 6.18 wird der Zusammenhang zwischen der über dem Kerb gemessenen Spannung und dem Rißtiefenverhältnis a/t für verschiedene Abstände des Potentialabgriffes wiedergegeben. Mit steigendem Abstand verschieben sich

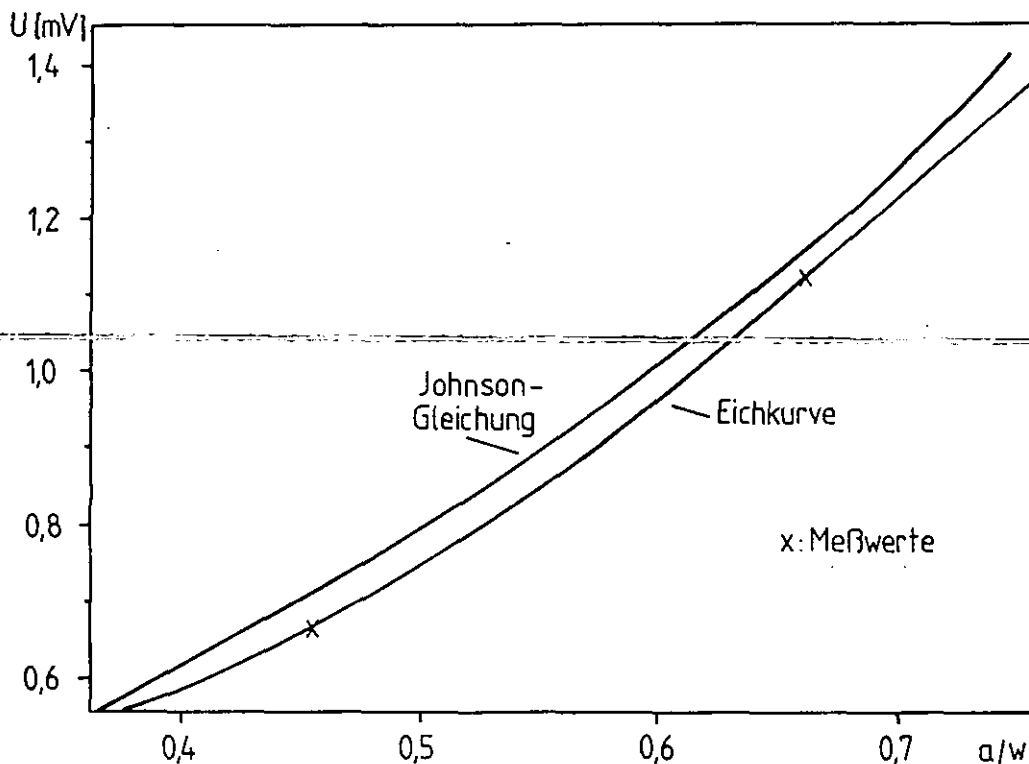


Abb. 6.17: Potentialeichkurve einer CCP-Probe aus Messung für $I = 25$ A umgerechnet auf X10NiCrAlTi 32 20 bei 850°C im Vergleich zu einer aus der Johnson-Gleichung ermittelten Eichkurve und zu zwei im Ermüdungsrißwachstumsversuch ermittelten Meßwerten

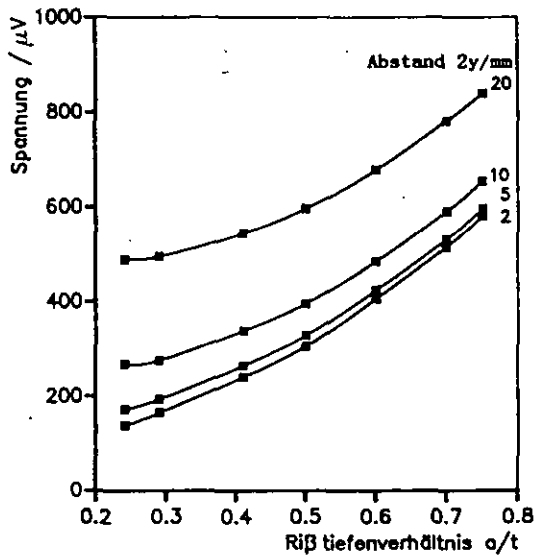


Abb. 6.18:

Eichkurven für RSO-Rohre aus X10NiCrAlTi 32 20 bei 24 °C in Abhängigkeit des Abstandes des Potentialabgriffs

die Eichkurven zu höheren Spannungen, was zu höheren Signal-Störspannungsabständen führt. Diesem Vorteil steht die Abnahme der Rißlängenmeßempfindlichkeit gegenüber, was an dem flacheren Verlauf der Eichkurven mit steigendem Abstand des Potentialabgriffes deutlich wird.

6.1.5.3.2 Einfluß der Temperatur

Die in Abb. 6.18 wiedergegebenen Eichkurven sind bei Raumtemperatur durch Abtasten des Potentialfeldes in der Umgebung des umlaufenden Kerbes entstanden. Die Erstellung solcher umfangreichen Eichkurvenscharen konnte aus praktischen Gründen nicht für den Hochtemperaturbereich erfolgen. Stattdessen wurde durch Stichprobentests versucht, den aus der Literatur und den CT-Probenversuchen bekannten konstanten Faktor zwischen den Spannungen bei hohen Temperaturen und den Spannungen bei Raumtemperatur zu reproduzieren ($T = 850$ °C, Faktor = 1,27). Hierzu wurden über dem Korb, am Umfang verteilt, und oberhalb des Kerbes eine Reihe von Potentialleitungspaaren aufgepunktet und die Spannungen bei Raumtemperatur und bei der für die Ermüdungsrißwachstumsexperimente vorgesehenen Temperatur $T = 850$ °C gemessen. Diese Vorgehensweise wurde bei den drei ersten Sägeschnitten praktiziert. Während die beiden ersten Versuche ($a/t = 0,24$ und $a/t = 0,29$) ein sehr großes und daher nicht akzeptables Streuband aufwiesen, zeigte der dritte Versuch ($a/t = 0,41$) ausgezeichnete Reproduzierbarkeit des Faktors. Von 17 Meßleitungen liegen nur 2 Meßleitungen knapp außerhalb des Streubereiches von 1 % (Abb. 6.19).

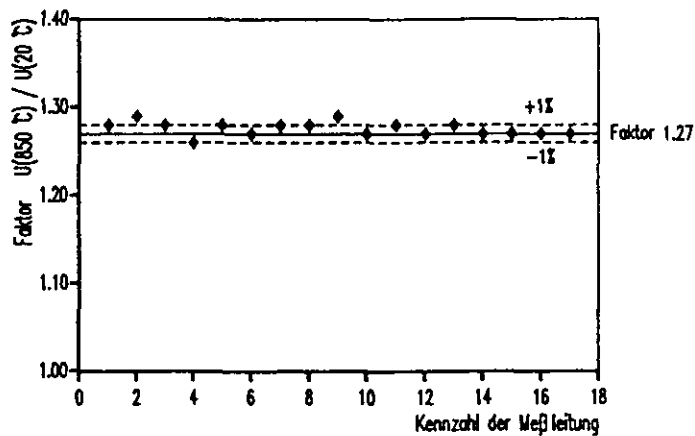


Abb. 6.19: Faktor der Spannung $U(850\text{ °C})/U(20\text{ °C})$ für 17 Meßleitungen (3. Versuch 850 °C ; Rißtiefenverhältnis $a/t = 0,41$)

Ein weiterer Versuch dieser Art wurde bei einer Temperatur $T = 700\text{ °C}$ und einem Rißtiefenverhältnis $a/t = 0,75$ durchgeführt. Der für diese Temperatur und für den Werkstoff X10NiCrAlTi 32 20 aus den CT-Proben-Versuchen und aus der Literatur /140-143/ bekannte Faktor von 1,24 konnte sehr gut reproduziert werden (Streuband $\leq 1\%$).

Diese gute Reproduzierbarkeit in den letzten beiden Versuchen konnte durch technische Maßnahmen hinsichtlich der in Kap. 6.1.4 aufgeführten Störeinflüsse erreicht werden.

Diese Maßnahmen bestanden in einer Änderung der Meßleitungsführung zur Reduzierung des Einflusses magnetischer Felder, in der Beseitigung von Erdschleifen und in der Anwendung von Meßleitungen aus X10NiCrAlTi 32 20 (Nicrofer 32 20), dem gleichen Werkstoff wie das Rohr, um Thermospannungen zu vermeiden.

Die Abstände des Potentialabgriffes der im dritten Versuch bei einem Rißtiefenverhältnis $a/t = 0,41$ verwendeten Meßleitungspaare betrugen zwischen 5 und 11 mm. Für das Rißtiefenverhältnis $a/t = 0,41$ sind in Abb. 6.20 die Spannungen aus der Eichkurve bei Raumtemperatur, die um den Faktor 1,27 korrigierten Spannungen für 850 °C und die Spannungen des 3. Versuches über dem Abstand der Potentialleitungen aufgetragen. Hierin zeigt sich gute Übereinstimmung zwischen den Spannungen.

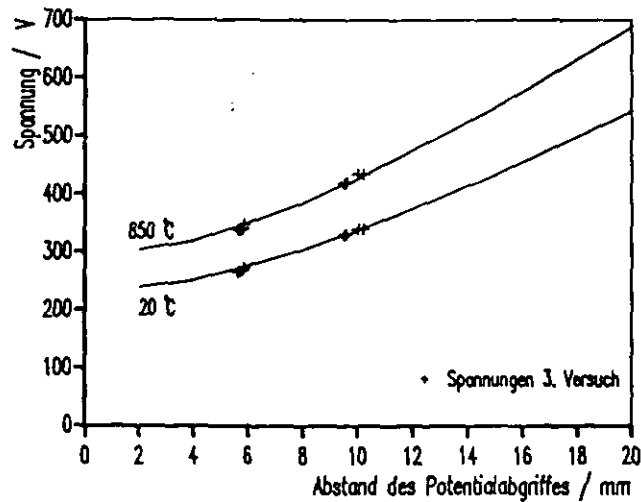


Abb. 6.20: Vergleich der im dritten Versuch gemessenen Spannungen mit den Spannungen der Eichkurven bei Raumtemperatur und 850 °C

6.1.5.3.3 Einfluß der Stromstärke

In Abb. 6.21 ist die Spannung über dem Abstand des Spannungsabgriffes für die Stromstärken 40 A und 80 A aufgetragen. Nach dem Ohm'schen Gesetz bewirkt eine Verdopplung der Stromstärke auch eine Verdopplung der über der Probe anstehenden Spannung.

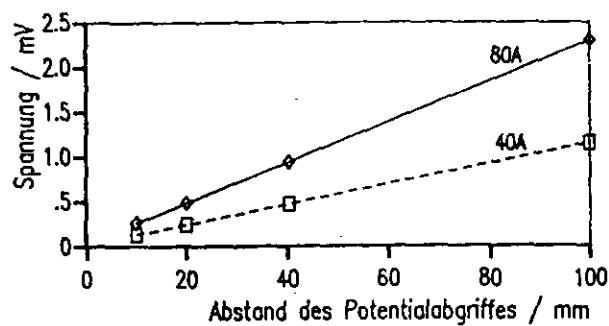


Abb. 6.21: Abhängigkeit der Spannung von der Stromstärke ($I = 40 \text{ A}$, 80 A) für verschiedene Abstände des Potentialabgriffs ($T = 20 \text{ °C}$, Rißtiefenverhältnis $a/t = 0,24$)

6.1.5.3.4 Vergleich mit Finite-Element-Ergebnissen

Die Rohrgeometrie mit Umfangsfehler ist hinsichtlich der Potentialfeldverhältnisse der SEN-Probe äquivalent (vgl. Kap. 6.1.2.2). Für die SEN-Probe liegt von Ritchie und Bathe /135/ eine mit der Methode der konformen Abbildung bestimmte normierte Eichkurve für einen Abstand des Potentialabgriffes von 5,2 mm vor. Der Vergleich mit der normierten Eichkurve für das Rohr bei einem Abstand der Potentialabgriffspunkte von 5,0 mm (Abb. 6.26) zeigt, daß die experimentell ermittelte Eichkurve für das Rohr für Riß-tiefenverhältnisse 0,5, häufig leicht über der Eichkurve aus Finite-Element-Rechnungen liegt. Genau dieser Unterschied zwischen Experiment und theoretischen Ergebnissen wurde in der Literatur auch für die SEN-Probe gefunden /137/.

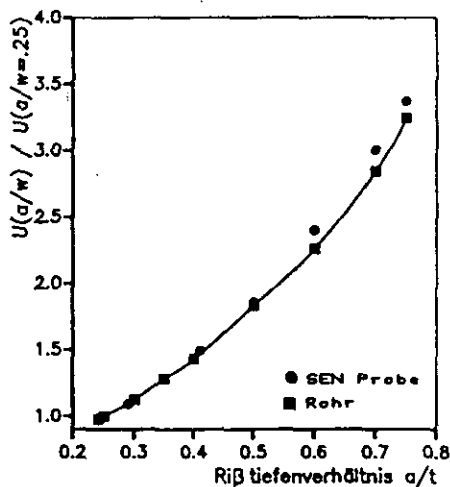


Abb. 6.22:

Vergleich der an Rohren experimentell ermittelten Eichkurven mit Finite-Element-Ergebnissen nach Ritchie und Bathe /135/

6.1.5.3.5 Vergleich mit dem optisch vermessenen Rißverlauf

In Abb. 6.23 wurde der Potentialverlauf zu Anfang und zu Ende eines Kriechrißwachstumsversuchs an 16 Positionen über den Umfang des RS0-Rohres dargestellt (bei 800 °C). Zusätzlich sind in der Abbildung die mit dem Mikroskop nach Versuchsende auf der Bruchfläche vermessenen Rißfronten zu Anfang und zu Ende des Versuchs eingezeichnet. Die beiden Kurven zeigen eine sehr gute Übereinstimmung, so daß angenommen werden kann, daß die Auflösung der Riß-tiefenvermessung in der Größenordnung von 0,05 mm liegt.

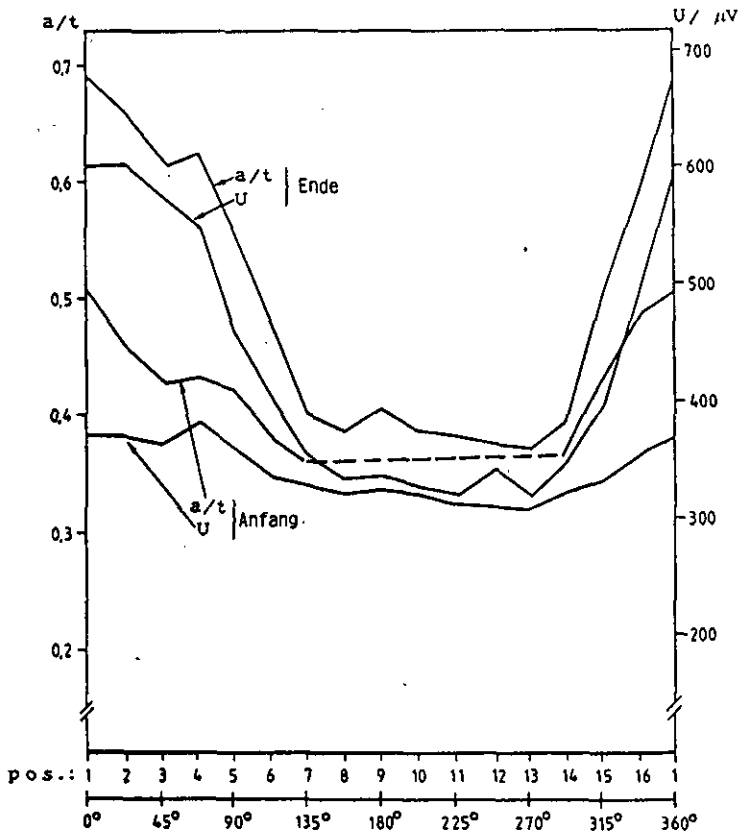


Abb. 6.23:

Verlauf der optisch vermessenen Rißfront und des Potentials über den Umfang eines RSO-Rohres

6.1.6 Mathematische Beschreibung der Eichkurven

Für die Auswertung der durchgeführten bruchmechanischen Experimente auf Datenverarbeitungsanlagen war es notwendig, die gefundenen Eichkurven mathematisch zu beschreiben. Erste Versuche, die Kurven durch Polynomfunktionen 3. bzw. 4. Grades nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate anzupassen, brachte keine befriedigende Lösung. Aus diesem Grunde wurde eine Approximation mit der aus der Literatur bekannten Johnson-Formel /132/ versucht.

Johnson-Formel

Die Johnson-Formel wurde ursprünglich für die CCP-Probe (Flachzugprobe mit Innenriß) abgeleitet /132/. Schwalbe und Hellmann /145/ benutzten diese Formel unter bestimmten Voraussetzungen auch für andere Probengeometrien.

Die Anwendbarkeit der Johnson-Formel /132/

$$a = \frac{2w}{\pi} \operatorname{arcosh} \left[\frac{\cosh(\pi Y/2w)}{\cosh \left\{ (U/U_0) \operatorname{arcosh} [\cosh(\pi Y/2w) / \cos(\pi a_0/2w)] \right\}} \right] \quad (6.4)$$

zur Beschreibung der Eichkurven von CT-Proben ist abhängig von der Wahl der Stromeinspeisungsposition /144/. Bei der hier gewählten Einspeisung an der Stirnseite der Probe lieferte die Johnson-Formel keine befriedigende Lösung. Über die Anwendung der Johnson-Formel auf die hier verwendete Variante der CCP-Probe wurde in Kapitel 6.1.5.2 berichtet.

Nach /144/ ist die Johnson-Formel bei SEN-Proben geeignet, den Eichkurvenverlauf zu beschreiben. Wegen der elektrischen Äquivalenz zwischen Rohr mit Umfangskerb und SEN-Probe (vgl. Kap. 6.1.2.2) wurde versucht, die Johnson-Formel für die Eichkurvenbeschreibung des Rohres heranzuziehen. Während sich für $2Y = 5 \text{ mm}$ (tatsächlicher Abstand der Potentialabgriffspunkte) kein befriedigendes Ergebnis einstellte, konnte für $2Y = 3,6 \text{ mm}$ eine gute Übereinstimmung zwischen den Rißlängen der Eichkurve und den nach der Johnson-Formel bestimmten Rißlängen erreicht werden (maximaler Unterschied $0,1 \text{ mm}$).

Da eine generelle Anwendbarkeit der Johnson-Formel für alle eingesetzten Probenformen nicht gegeben war, wurde eine Approximation mit Legendre Polynomen (Anhang I.1) vorgezogen.

Legendre Polynom Funktion

Die in Tabelle 6.4 angegebenen Eichkurven wurden nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate mit Legendre Polynomen $L_i(x)$ (Anhang I.1) approximiert:

$$U(x) = a_0 + a_1 L_1(x) + a_2 L_2(x) + a_3 L_3(x) + a_4 L_4(x) \quad (6.5)$$

Die von der Probenform abhängigen Koeffizienten $a_1 \dots a_4$ und Intervallgrenzen für die in Tab. 6.4 angegebenen Eichkurven sind in Tabelle 6.5 wiedergegeben.

Tab. 6.4: Approximierte Eichkurven

Proben- form	Eichkurve	in Abbildung
1/2" CT	Werkstoff : Messing Temperatur/°C : 20 Stromstärke/A : 15	6.12
1" CT	Werkstoff : X10NiCrAlTi 32 20 Temperatur/°C : 20 Stromstärke/A : 25	6.17
1/2"CCP	Werkstoff : Messing Temperatur/°C : 20 Stromstärke/A : 25	6.21
Rohr	Werkstoff : X10NiCrAlTi 32 20 Temperatur/°C : 20 Stromstärke/A : 80	6.22

Tab. 6.5: Koeffizienten a_0 - a_4 und Intervallgrenzen $x(1)$, $x(M)$ zu den mit Legendre-Polynom-Funktionen approximierten Eichkurven

	1/2" CT	1" CT	Rohr
x	a/W	a/W	a/t
x(1)	0,24	0,2714	0,241
x(M)	0,896	0,85	0,9
a_0	0,3521	4,1518	0,4345
a_1	0,1148	1,3142	0,3366
a_2	0,0227	0,26316	0,0964
a_3	0,0086	0,1047	0,0261
a_4	0,0042	0,001192	-

6.2 Vermeidung von Biegemomenten in RS0-Rohren

Um bei den RS0-Rohren eine gleichmäßige Rißausbreitung über den Umfang zu erreichen, wurde von Anfang an ein besonderes Augenmerk auf die Vermeidung von überlagerten Biegebelastungen gelegt. Eine solche in ihrer Höhe zunächst unbekannte Biegebeanspruchung erhöht lokal den K_I -Wert und führt damit zu einem lokal höheren Ermüdungsrißwachstum. Entsprechend gilt auch für das Kriechrißwachstum, daß eine überlagerte Biegung lokal den Belastungsparameter und damit das Rißwachstum erhöht.

In gleicher Weise wie die überlagerte Biegung wirken sich Toleranzen in der Rißtiefe und der Wandstärke aus.

6.2.1 Ursachen für Biegemomente und Maßnahmen zur Vermeidung

Ursachen für Biegemomenten können Unregelmäßigkeiten in der Lastkette sein, d. h. Toleranzen in der Parallelität oder Mittigkeit von Prüfzylinder und Kraftmeßdose.

Eine weitere Ursache liegt in der Rohrprobe selbst begründet, d. h. herstellungsbedingte Durchbiegungen des Rohres erzeugen bei Aufbringung von Zuglasten Biegemomente.

Zur Vermeidung der Biegemomente wurden bei der Probenfertigung folgende Vorsichtsmaßnahmen eingehalten:

- a) Auswahl von Rohren mit geringen Wandstärkentoleranzen und Durchbiegungen. Die nach der Spezifikation zulässige Wandstärkentoleranz war 1,25 mm. Die tatsächlichen Werte lagen unter + 0.37/- 0.64 mm. Die zulässige Durchbiegung war 1 mm/m.
- b) Aufschweißen und Überdrehen der Flansche. Dabei wurde das RS0-Rohr auf einer großen Drehbank zwischen zwei konischen Spitzen gehalten, so daß die Flansche nach dem Drehen rotationssymmetrisch bezüglich der Rohrachsen waren.

Die Parallelität wurde nach Angaben des Prüfmaschinenherstellers eingestellt und zunächst als fehlerfrei angenommen.

6.2.2 Ungleichmäßigkeit des Rißfortschritts

Trotz der angesprochenen Vorsichtsmaßnahmen zeigte sich in den ersten Versuchen zum Ermüdungsrißwachstum an RSO-Rohren, daß kein gleichmäßiges Rißwachstum über den Umfang stattfand (vergl. Abb. 6.24). Diese Ungleichmäßigkeit zeigt sich bereits beim Anschwingen im Raumtemperaturbereich. Abb. 6.25 zeigt den Potentialverlauf an 16 Positionen über den Umfang eines RSO-Rohres vor und nach dem Anschwingen bei Raumtemperatur. Es ist deutlich zu erkennen, daß im Bereich der Positionen 7 bis 13 nur eine relativ geringe Potentialänderung bzw. nur ein relativ geringes Rißwachstum auftrat. Diese Tendenz setzt sich während des eigentlichen Rißwachstumsversuches bei hohen Temperaturen fort. Abb. 6.26 zeigt dies am Beispiel eines Kriechwachstumsversuches mit Innendruck bei 800 °C; dabei wird wieder der Potentialverlauf an 16 Positionen über den Umfang nach verschiedenen Beanspruchungszeiten dargestellt.

6.2.3 Weitere Maßnahmen zur Erreichung einer gleichmäßigen Rißausbreitung

Da die ungleichmäßige Rißausbreitung zunächst auf überlagerte Biegemomente und Wandstärkentoleranzen der RSO-Rohre zurückgeführt wurde, wurden zusätzliche Anstrengungen zur Vermeidung gemacht.

Dabei wurde zunächst die Prüfmaschine einer genauen Vermessung unterzogen und die Parallelität und die Mittigkeit auf Toleranzen unter 0,5 mm eingestellt.

Die RSO-Rohre wurden zusätzlich überdreht, so daß hier Wandstärkentoleranzen von unter 0,1 mm erreicht wurden. Die Anfangskerben wurden auf der Drehbank eingebracht, die Toleranz in der Kerbtiefe war $< 0,1$ mm. Diese Maßnahmen waren insbesondere bei den betriebsbeanspruchten Rohren wichtig, da die Toleranz in der Wandstärke für sie deutlich größer war als für die jungfräulichen Rohre.

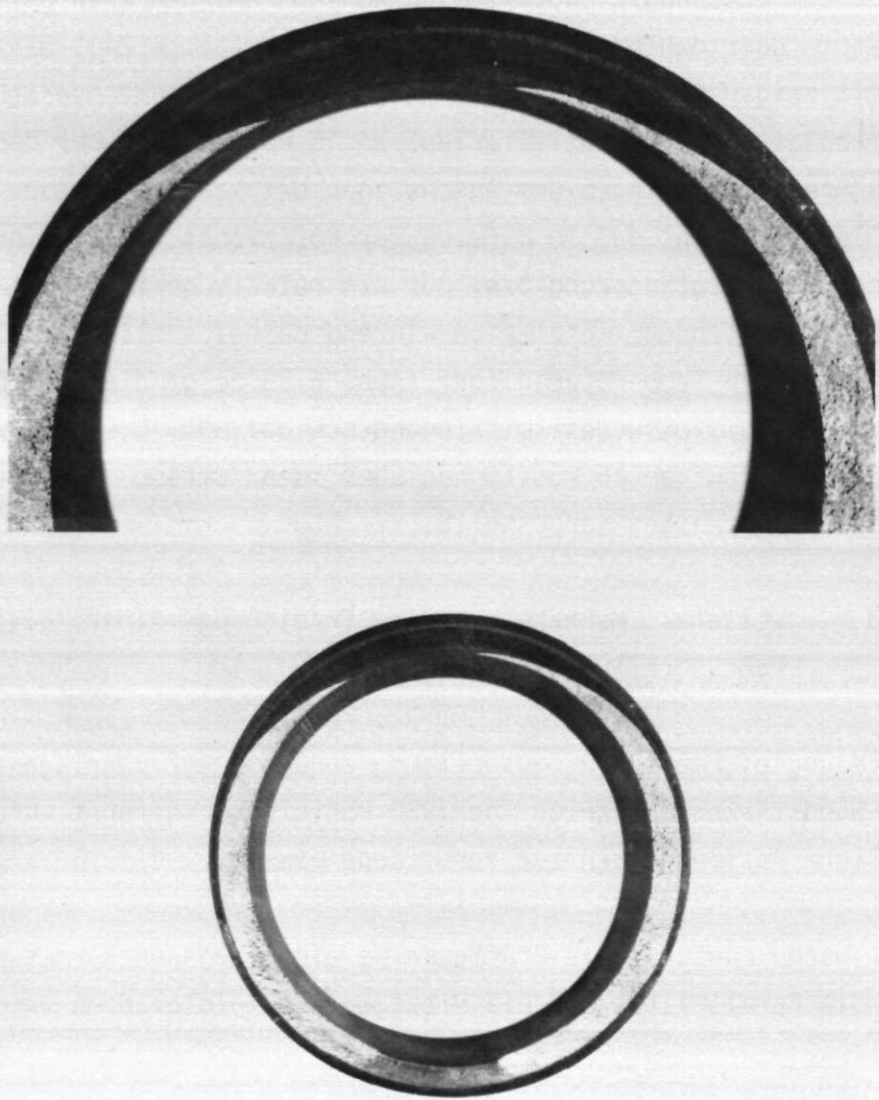


Abb. 6.24: Bruchfläche eines ermüdungsbeanspruchten RS0-Rohres mit Umfangsfehler

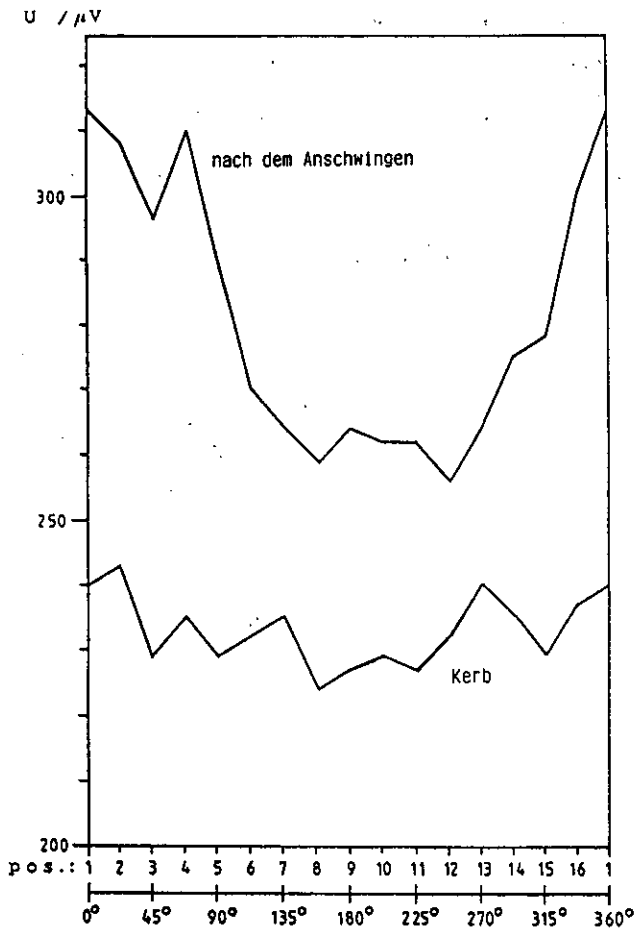


Abb. 6.25: Potentialverlauf über den Umfang eines RSO-Rohres beim Anschwingen (Raumtemperatur)

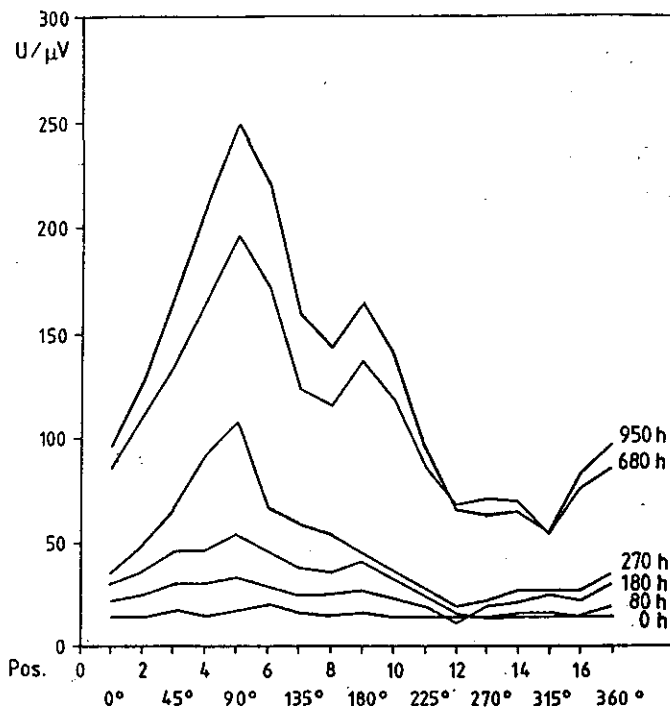


Abb. 6.26: Potentialverlauf über den Umfang eines RSO-Rohres bei Zug/Innendruck-Beanspruchung (800 $^\circ C$)

Vor Versuchsbeginn wurden die überlagerten Biegebeanspruchungen auf den Proben vermessen. Dazu wurden vier Extensometer mit 1 μm Auflösung (Heidenhain MT 10) über den Umfang um 90° versetzt angebracht. Während der Aufbringung von Zuglasten bei Raumtemperatur wurden ihre Anzeigen registriert. Dabei wurde die Zuglast so niedrig gehalten, daß keine plastischen Verformung auftreten konnten. Die Meßlänge der Extensometer war 95 mm. Die Auswertung erfolgte in Anlehnung an ASTM-E 1012 /158/ in folgenden Einzelschritten:

- a) Berechnung der 4 Einzeldehnungen: $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3, \epsilon_4$
- b) Berechnung der Axialdehnung:
$$\alpha = (\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3 + \epsilon_4)$$
- c) Berechnung der 4 Biegedehnungen:
$$\beta_i = \epsilon_i - \alpha$$
- d) Bestimmung der maximalen Biegedehnung:
$$\beta_m = 0,5 \left\{ (\beta_1 - \beta_3)^2 + (\beta_2 - \beta_4)^2 \right\}^{1/2}$$
- e) Biegeanteil:
$$\beta = \beta_m / \alpha \cdot 100 \%$$

Mit dieser Methode konnte nachgewiesen werden, daß die Biegeanteile unter 8 % lagen. Die tatsächlichen Biegeanteile waren möglicherweise noch geringer, zum Nachweis reichte jedoch die Auflösung des Meßverfahrens nicht mehr aus.

6.2.4 Erklärung der Unregelmäßigkeiten in der Rißausbreitung

Trotz der in Kapitel 6.2.3 ergriffenen Maßnahmen zeigte sich bei fast allen Versuchen ein ungleichmäßiger Rißfortschritt. Es wird vermutet, daß der eigentliche Grund im immer noch vorhandenen sehr kleinen Toleranzen Rißtiefen/Wandstärke - Verhältnis sind, die sich schon während des Anschwingvorganges verstärken. Wegen der etwas unterschiedlichen Rißtiefe liegt während des Anschwingens mit konstanter Lastamplitude über den Umfang des Rohres nicht überall der gleiche Spannungsintensitätsfaktor vor. Dies wird in Abb. 6.27 durch die schraffierten Bänder angedeutet. Da die Versuche zunächst bei kleiner Belastung gestartet werden und erst wenn kein Rißfortschritt auftrat eine Lasterhöhung vorgenommen wird, kann die Situation auftreten, daß ein Teil der Rißfront oberhalb des Rißinitiierungswertes ΔK_{I0} liegt (2. Periode in Abb. 6.27). Andererseits würde im

Anfangsbereich der da/dN -Kurve schon ein geringer Unterschied in ΔK_I (hervorgerufen durch kleine Differenzen in der Rißtiefe) bereits sehr unterschiedliche Rißausbreitungsgeschwindigkeiten nach sich ziehen (3. Periode in Abb. 6.27). Diese Erklärung wird durch Abb. 6.25 bestätigt, in der klar zu erkennen ist, daß die Umfangsbereiche, die nach dem Anschwingen die größten Rißtiefen erreichten, auch schon vor dem Anschwingen etwas höhere Potentialwerte (bzw. relative Rißtiefen a/t) aufgewiesen hatten.

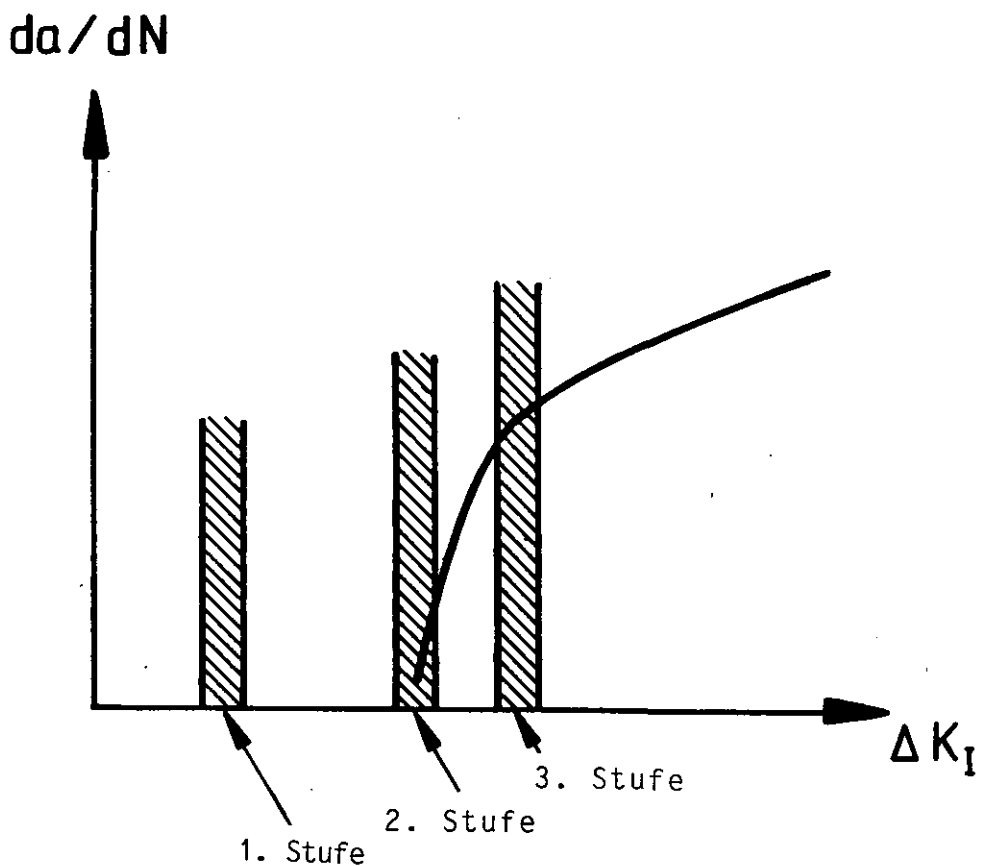


Abb. 6.27: Erklärung des ungleichmäßigen Rißfortschritts bei RSO-Rohren

7. Durchführung der Experimente und Auswertemethoden

7.1 Kriechrißwachstum

7.1.1 Versuchsprogramm und Versuchsdurchführung

Die durchgeführten Versuche zum Kriechrißwachstum sind in Tabelle 7.1 mit Angabe der Probenkennung aufgeführt. Die Versuche wurden mit konstanter Belastung der Probe gefahren. Die Last, mit der der Versuch gestartet wurde, errechnete sich aus dem geschätzten Schwellwert für Rißwachstum. Die Last wurde, mit Ausnahme der Proben AYM/A40 und AYM/A32, stufenweise solange erhöht, bis das Potentialsondenverfahren Rißwachstum durch kleine Änderungen in der elektrischen Spannung detektierte. Die Proben AYM/A40 und AYM/A32 wurden gleich zu Beginn des Versuches mit hohen Nettospannungen belastet (Tab. 7.1).

Tab. 7.1: Versuchsprogramm zum Kriechrißwachstum

Werkstoff	800 °C		850 °C	
	Probe	σ_{net} /MPa	Probe	σ_{net} /MPa
X10NiCrAlTi 32 20 - 1" CT-Probe	AYM/A 42	88	AYM/A 40 AYM/A 32 AYM/A 38	183 135 85
- RS0-Rohr - RS0-Rohr (vorbelastet)	AYJ/1.3 BCD/EN1	19 26		
NiCr 22 Co 12 Mo	BBM/A 11	272		

σ_{net} = Spannungen unter Berücksichtigung des Biegeanteils

Beendet wurden die Versuche nach einigen Millimetern Rißfortschritt im Falle von NiCr 22 Co 12 Mo (entspricht einer Versuchszeit von 700 h) oder nach 6 mm Aufweitung im Falle des stärker plastifizierenden Werkstoffs X10NiCrAlTi 32 20, da 6 mm Aufweitung die Grenze für das eingesetzte Hochtemperaturrextensometer darstellt. Außerdem hatte sich die Probe bis zu dieser Aufweitung immer weiter aus dem Magnetfeld des Induktors berausbewegt, was zu einer Verschlechterung des Temperaturfeldes geführt hatte. Ein weiterer Grund, nicht zu höheren Aufweitungen zu gehen, besteht in dem anwachsenden Fehler bei der Rißlängenmessung mit dem Potentialsondenverfahren, wenn es bei großen Aufweitungen der Probe zu starken Verformungen im Rißspitzenbereich, oder aber zu starker Abstumpfung der Rißfront kommt. Ein solches Verhalten tritt in überaus zähen Werkstoffen wie X10NiCrAlTi 32 20 auf. Unter diesen Bedingungen ist eine Trennung des Nutzsignals, das aus dem Potentialsondenverfahren resultiert, in einen verformungsbedingten Anteil und in einen rißverlängerungsbedingten Anteil technisch nicht möglich.

Die Datenerfassung erfolgt sowohl über den Prozeßrechner (PDP11/23, Firma Digital Equipment) als auch über einen handelsüblichen 6-Kanal-Papiersreiber. Der Prozeßrechner ist über ein Modem mit dem Großrechner der KFA verbunden.

7.1.2 Auswertung

Die Auswertung der Experimente an CT-Proben erfolgte mit Hilfe eines im Rahmen dieser Arbeit entwickelten FORTRAN-Programmes auf dem Großrechner der KFA (IBM 3081; Betriebssystem VM/CMS). Dabei wurde nach drei Konzepten ausgewertet, denen folgende bruchmechanische Belastungsgrößen zugrunde liegen:

Spannungsintensitätskonzept:

$$K_I = \sqrt{\frac{L}{D-w}} \sqrt{a} f(\text{Geometrie}, a/w) \quad (7.1)$$

mit $f(\text{Geometrie}, a/w) = Y_{CT}$ nach Anhang I.3.

Energieratenintegralkonzept:

$$C^* = X_{Lig} \dot{v}, \text{ mit } X = 2 \quad (7.2a)$$

$$C^* = \sigma_{Lig} \dot{v} g_2(a/w, n) \quad (7.2b)$$

$$C^* = \dot{v}^{(n+1)/n} / (a/B)^{1/n} g_3(a/w, n) \quad (7.2c)$$

unter der Annahme des ebenen Dehnungszustandes in den Funktionen $g_2(a/w, n)$ und $g_3(a/w, n)$ nach Anhang I.2.

Nettospannungskonzept:

$$\sigma_{net} = \sigma_{Lig} \left(1 + 3 \frac{w + a}{w - a}\right) \quad (7.3)$$

Die Ligamentspannung σ_{Lig} ist gleich der Last bezogen auf die Fläche des Restligamentes.

Für die RSO-Rohre erfolgte die Auswertung ohne Rücksicht auf die ungleichmäßige Rißfront (vergl. Kapitel 6.2) so, als sei ein total umlaufender Riß gleicher Tiefe gegeben (vergl. Abb. 7.1). Durch diese vereinfachte Annahme war es möglich, die Gleichungen für die Bestimmung von K_I und C^* an Zylindern mit umlaufendem Riß im EPRI-Report 1237-1 /145/ zu verwenden.

Zur Bestimmung von K_I wurde die Gleichung

$$K_I = \frac{L}{(r_a^2 - r_i^2)} \sqrt{a\pi} Y_{Rohr} \quad (7.4)$$

benutzt. Dabei wurden die Werte von Y_{Rohr} aus /145/ entnommen (vergl. Anhang I.3).

Für die Ermittlung von C^* an den RSO-Rohren wurden im Prinzip wieder die Gleichungen (7.2a bis c) benutzt. Die Funktion g_2 wurde von Kienzler /159/ mit Hilfe von Finite-Element-Rechnungen ermittelt. Sie weist jedoch im untersuchten Rißlängenbereich nur geringfügige Änderungen auf, so daß die

Auswertung nach der Gleichung (7.2a) und (7.2b) praktisch identisch ist. Die Konstante wird dabei = 1,35. Die Funktion g_3 wird in /145/ nur für diskrete Werte der Rißtiefe gegeben. Eine Auswertung der RSO-Rohre mit Gleichung (7.2c) erfolgte deshalb nur als Mittelung über die gesamte Versuchsdauer.

Tab. 7.2: Verwendete Zahlenwerte für die Berechnung von C^* und t_1 aus /49/

Werkstoff	Temperatur °C	E GPa	ν	B %/h	n
X10NiCrAlTi 32 20	800	129	0,33	$1,87 \cdot 10^{-10}$	5,3
	850	127	0,33	$5,02 \cdot 10^{-8}$	4,0
NiCr 22 Co 12 Mo	800	162	0,33	$1,86 \cdot 10^{-18}$	7,7

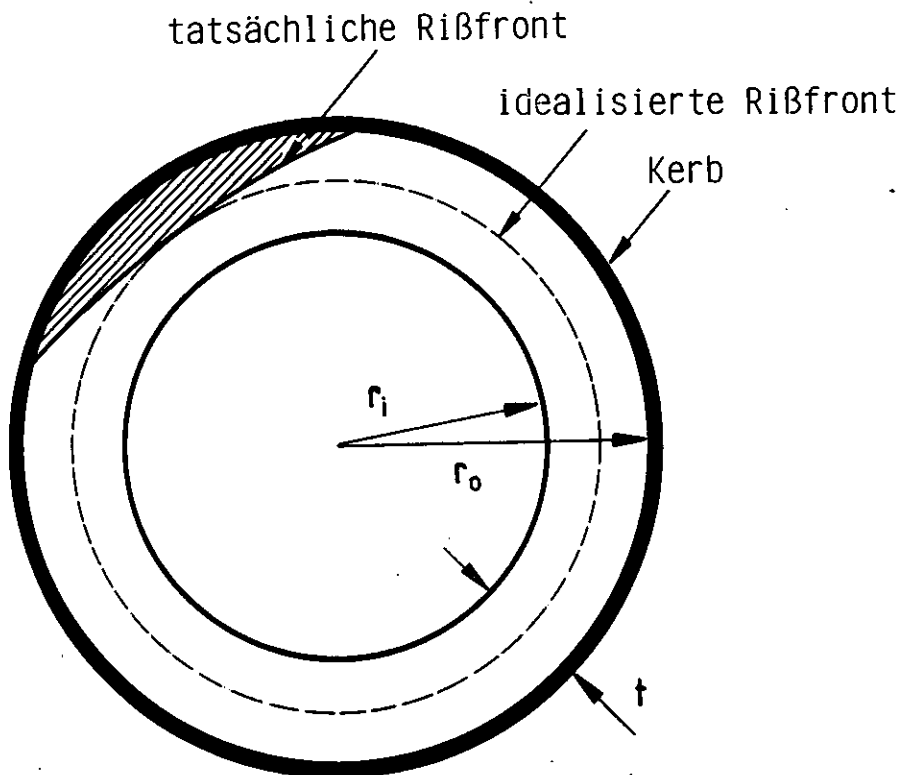


Abb. 7.1: Vereinfachte Annahme bei der Bestimmung von K_I und C^* für Rohre mit ungleichmäßiger Rißfront

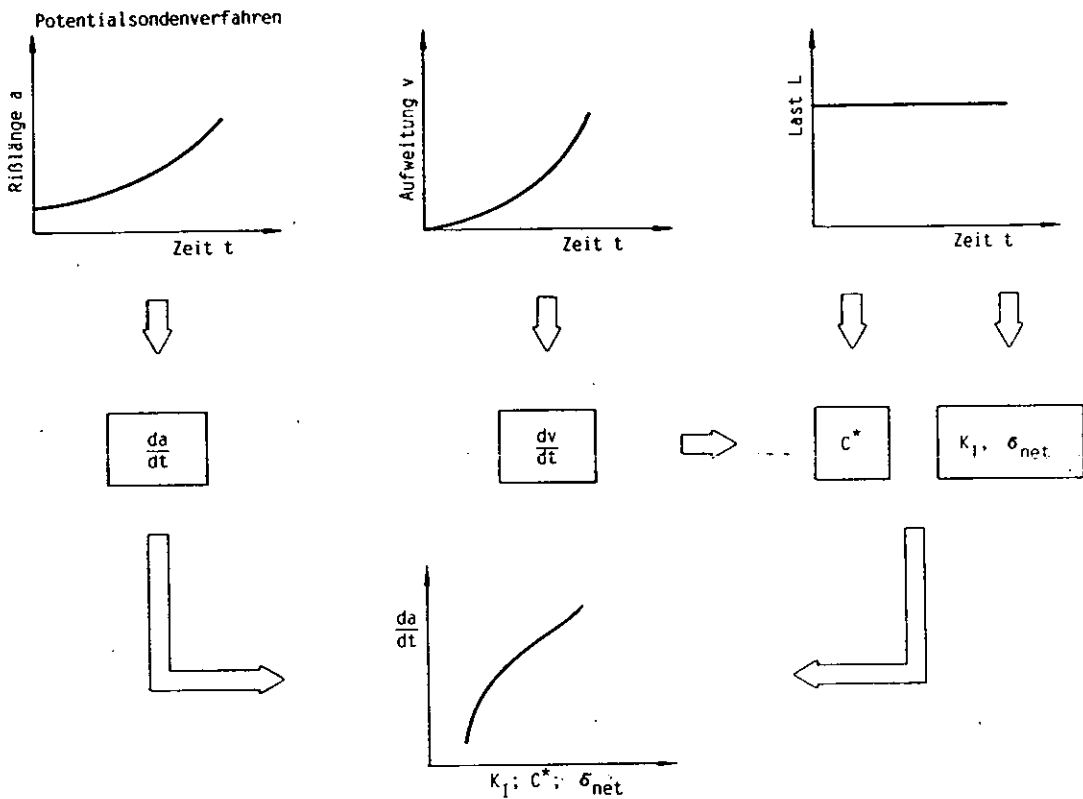


Abb. 7.2: Vorgehensweise bei der Auswertung der Kriechrißwachstums-experimente (schematisch)

Die Vorgehensweise bei der Auswertung ist in Abb. 7.2 schematisch dargestellt. Die werkstoffspezifischen Größen Elastizitätsmodul E , Querkontraktionszahl ν und die Konstanten des Norton'schen Kriechgesetzes B und n , die für die Ermittlung des Energieratenintegrals C^* nach Gl. (7.2c) und der charakteristischen Zeit t_1 (Gl. (2.8)) benutzt werden, sind in Tab. 7.2 aufgeführt.

Die Rißverlängerung Δa wurde durch lineare Interpolation aus der Spannung zu Beginn des Versuches U_0 und der Spannung zum Ende des Versuches U_e und den entsprechenden optisch gemessenen Anfangsrißlängen a_0 und Endrißlängen a_e wie folgt bestimmt:

$$a = \frac{U(t) - U_0}{U_e - U_0} (a_e - a_0) \quad (7.5)$$

Die Vorgehensweise, linear zu interpolieren, ist statthaft, da einerseits die absoluten Rißverlängerungen bei diesen Experimenten klein sind, und andererseits die Potentialeichkurven in dem benutzten Rißlängenbereich noch annähernd linear sind.

Die Berechnung der Aufweitungsgeschwindigkeit dv/dt und der Rißwachstumsgeschwindigkeit da/dt konnte wahlweise auf drei verschiedene Arten durchgeführt werden:

- Differenzenverfahren

Bei dieser Methode werden aus aufeinanderfolgenden Meßpunkten die Differenzquotienten gebildet.

- Polynommethode (in Anlehnung an ASTM E 647-85)

Eine bestimmte Anzahl von aufeinanderfolgenden Meßpunkten (häufig 7 - 9) wird mit Hilfe der Methode der kleinsten Fehlerquadrate durch ein Polynom zweiter Ordnung approximiert. Die analytische Differentiation des Polynoms ergibt dann die Geschwindigkeit.

- Polynommethode (Legendre Polynome)

Die gesamte Meßkurve wird mit Hilfe der Methode der kleinsten Fehlerquadrate durch eine Legendre-Polynomfunktion (Anhang I.1) beliebiger Ordnung approximiert. Diese schon relativ komplizierten Polynomfunktionen lassen sich analytisch differenzieren, so daß damit die Geschwindigkeit zu jedem Zeitpunkt t ermittelbar ist.

Der Vorteil der Polynommethode mit Legendre Polynomen ist, daß mit nur einer Approximationsfunktion die gesamte Meßkurve, z. B. Rißlänge über Zeit, mathematisch beschrieben und außerdem analytisch differenziert werden kann. Mit der Wahl des Grades der Polynomfunktion kann die Güte der Anpassung zwischen Meßwerten und Approximationsfunktion optimiert werden. Die Anpassungsgüte in Abhängigkeit des gewählten Grades ist stark abhängig von der Anzahl der Meßpunkte. Im Falle von mehr als 20 Meßpunkten hat sich der Grad 5 bewährt.

Ein weiterer Vorteil dieser Methode ist, daß sie im Gegensatz zum Differenzenverfahren eine glättende Wirkung bei stark streuenden Meßwerten auf die 1. Ableitung (Geschwindigkeit) hat.

Ein Nachteil der Polynommethode (ASTM E 647-85) ist, daß ein Teil der Meßpunkte am Anfang und am Ende der Meßkurve für die 1. Ableitung verlorengeht, was sich stark bemerkbar macht, wenn nur wenige Meßpunkte (weniger als 20) vorhanden sind.

7.2 Ermüdungsrißwachstum

7.2.1 Versuchsprogramm und Versuchsdurchführung

In Tabelle 7.3 ist das Versuchsprogramm zur Untersuchung des Ermüdungsrißwachstums dargestellt.

Jeder der angegebenen Temperatur-Werkstoff-Probentyp-Kombinationen wurde durch mindestens zwei Versuche (mit Ausnahme des RS0-Rohr-Versuches bei 700 °C und des Versuches an einem betriebsbeanspruchten RS0-Rohr) und maximal fünf Versuche abgedeckt.

Tab. 7.3: Versuchsprogramm zur Untersuchung des Ermüdungsrißwachstums

	Temperatur in °C				
	700	800	850	900	RT
X10NiCrAlTi 32 20	△□○⊗	□	△□○⊗	□	□○
X10NiCrAlTi 32 20 (betriebsbeanspr.)			○		
NiCr 22 Co 12 Mo	△□	□	△□	□	
NiCr 22 W 12 Si	□	□	□	□	

Probentyp: △ 1/2" CT □ 1" CT ○ RS0-Rohr ⊗ 1/2" CCP-Probe

Spannungsverhältnis R: 0,05

Frequenz f : 5 Hz (9 Hz für 5 Proben (s. Tab. 8.8))

Durch das kleine Spannungsverhältnis $R = 0,05$ und eine Frequenz von 5 Hz (5 Versuche wurden bei 9 Hz gefahren) wurden Einflüsse durch überlagertes Kriechrißwachstum minimiert. Die Versuchsführung erfolgte in Anlehnung an ASTM E 647 /96/ mit einer konstanten Lastschwingbreite, aus der sich durch Vorgabe des Spannungsverhältnisses $R = 0,05$ die Mittellast berechnet.

Zu Beginn der Versuche lag die Lastschwingbreite unter dem geschätzten Schwellwert für Rißwachstum. Die Lastschwingbreite wurde in Stufen solange erhöht, bis das Potentialsondenverfahren Rißwachstum anzeigte. Eine Unterbrechung der Versuche erfolgte, wenn starke Änderungen in der Aufweitung auf übermäßige Probenverformungen hindeuteten. In solchen Fällen wurde der Versuch in der gleichen Weise wie zu Beginn neu angefahren. Für die Versuche an X10NiCrAlTi 32 20 war dies eine zwingend notwendige Vorgehensweise, um eine genaue Rißlängenmessung mit dem Potentialsondenverfahren sicherzustellen. Für die verformungsärmere Legierung NiCr 22 Co 12 Mo wurden die Versuche zwar unterbrochen, aber mit den gleichen oder ähnlichen Belastungsbedingungen wieder angefahren. Hierdurch konnten zusätzliche Markierungen auf der Bruchfläche erzeugt werden, die zur Kontrolle der Potentialsondenmethode verwendet wurden.

Die Versuche an den Normproben wurden in der Regel bis zu Rißlängen von 70 - 80 % gefahren.

7.2.2 Vorgehensweise bei der Rißlängenbestimmung

Werden in den Experimenten ein Werkstoff, eine Temperatur oder eine Stromstärke verwandt, die nicht dem Werkstoff, der Temperatur und der Stromstärke der approximierten Eichkurve entsprechen, so macht sich das durch eine Verschiebung der Eichkurve um einen konstanten Faktor bemerkbar (vgl. Kap. 6.1.5). Unter dieser Voraussetzung erfolgte die Rißlängenbestimmung mit Hilfe eines FORTRAN-Unterprogrammes, das Teil eines größeren, modular aufgebauten Programmes zur Auswertung von Ermüdungsrißwachstumsexperimenten ist. Das Flußdiagramm des Moduls für die Rißlängenbestimmung ist in Abb. 7.3 wiedergegeben.

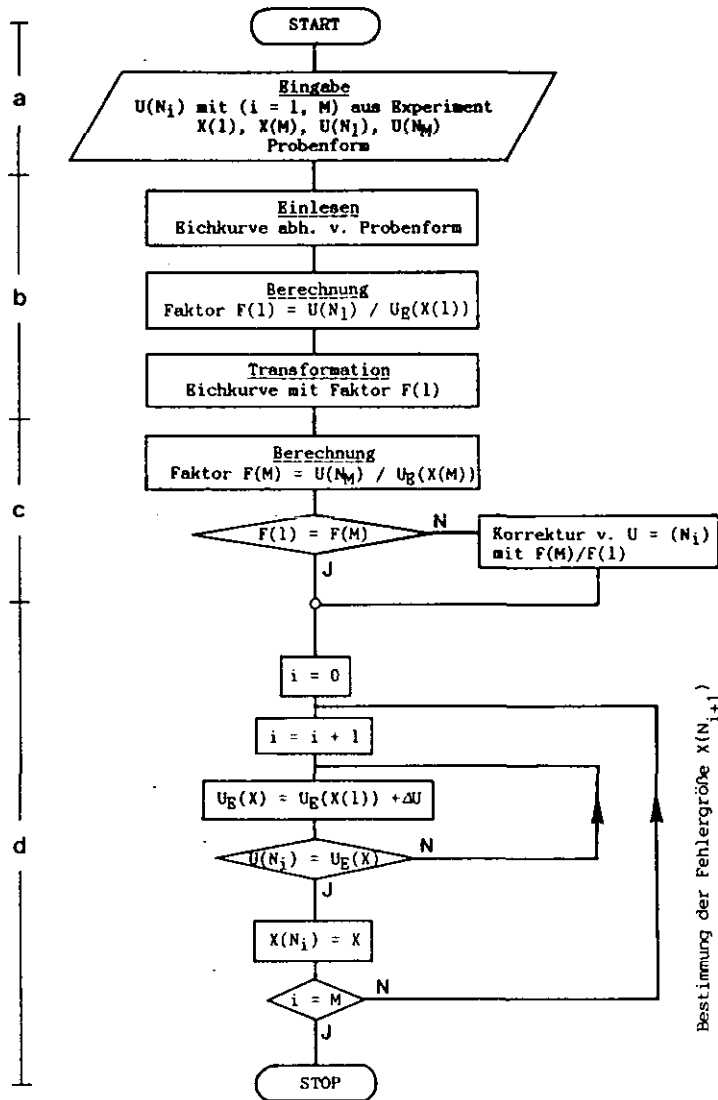


Abb. 7.3: Flußdiagramm zum Unterprogramm für die Rißlängenbestimmung

Beschreibung der einzelnen Schritte nach Abbildung 7.3:

- a. Im Eingabedatensatz liegen Wertepaare (Spannung $U(N_i)$ /Zyklenzahl N_i) vor. Die Anzahl dieser Wertepaare beträgt $i = M$. Darüberhinaus sind der Anfangsfehler $X(1)$ und der Endfehler $X(M)$ einzugeben. Abhängig von der Probenform ist X das Rißlängenverhältnis a/w (Normprobe) bzw. das Rißtiefenverhältnis a/t (Rohr). $U(N_1)$ und $U(N_M)$ sind die zu Anfangsrißtiefe $X(1)$ bzw. Endrißtiefe $X(M)$ gehörenden Spannungen.

b. Nach Einlesen der von der Probenform abhängigen approximierten Eichkurve wird der Faktor $F(1)$ bestimmt, um den sich die Eichspannung für den Anfangsriß $U_E(X(1))$ von der gemessenen Spannung für den Anfangsriß $U(N_1)$ unterscheidet. Dieser Faktor berücksichtigt, daß der eingesetzte Versuchswerkstoff, die Versuchstemperatur und die Stromstärke nicht identisch mit den bei der Erstellung der Eichkurven zugrundeliegenden Parametern sind. Durch die Multiplikation der ursprünglichen Eichkurve mit dem Faktor $F(1)$ wird die auf die speziellen Versuchsparameter abgestimmte Eichkurve erzeugt.

c. Der Faktor $F(M)$ ist gleich dem Verhältnis aus der Meßspannung für den Endriß $X(M)$ und der aus der approximierten Eichkurve entnommenen Eichspannung für den Endriß $U_E(X(M))$.

Abweichungen zwischen Faktor $F(M)$ und $F(1)$ deuten darauf hin, daß die Spannungen durch andere Effekte beeinflußt wurden. Diese Effekte können sein:

- Verformungen der Probe im Rißspitzenbereich
- Abstumpfung der Rißspitze
- Wachstum der plastischen Zone mit Rißverlängerung
- Änderung des Temperaturprofils auf der Probe; insbesondere dann, wenn sich die CT-Probe bei großen Aufweitungen aus dem Induktionsfeld der Spule herausbewegt
- Einschnürungen der Probe

In den Fällen, in denen solche Abweichungen auftraten, wurden die Meßspannungen mit einem Faktor zwischen 1 und $F(M)/F(1)$ linear mit der Zyklenzahl korrigiert.

Gezielte, auf weiteren Eichversuchen aufbauende Korrekturverfahren sind nicht durchführbar, da die aufgeführten Effekte und ihr Einfluß auf die Spannung von zu vielen Parametern (Belastung der Probe, Werkstoff, Temperatur, Probenform, Rißlänge) abhängig sind.

- d. Die transformierte, d. h. auf den Versuchswerkstoff, die Temperatur und die Stromstärke abgestimmte Eichkurve, liegt in der mathematischen Form, Spannung als Funktion der Fehlergröße X vor. Eine Umkehrfunktion ist analytisch nicht bestimmbar. Daher wird die zu jeder Meßspannung $U(N_i)$ gehörende Rißgröße $X(N_i)$ iterativ durch Vergleich mit der Spannung $U_E(X)$ aus der Eichkurve bestimmt.

7.2.3 Auswertung

An den durchgeschwungenen Proben wurden nach der 5-Punkte-Methode der ASTM E 647 /96/ die mittleren Rißlängen zu Versuchsbeginn, zum Zeitpunkt der Unterbrechungen und zu Versuchsende durch Ausmessen der Bruchflächenmarkierungen ermittelt. In Abb. 7.4 sind 1" CT-Proben aus X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo mit Bruchflächenmarkierungen zu sehen. Abb. 7.5 zeigt die Bruchfläche einer 1/2"CCP-Probe aus X10NiCrAlTi 32 20.

X10NiCrAlTi 32 20
(AYM/A36)



NiCr 22 Co 12 Mo
(BBM/A42)

Abb. 7.4: Bruchflächen von 1"CT-Proben aus X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo mit Bruchflächenmarkierungen

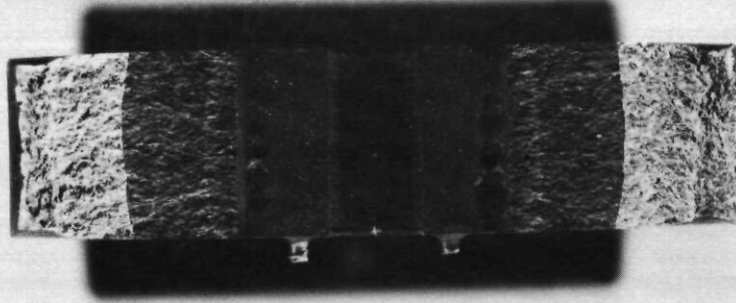


Abb. 7.5: Bruchflächen einer 1/2" CCP-Probe aus X10NiCrAlTi 32 20

In Abb. 7.6 wird schematisch die Vorgehensweise bei der Auswertung aufgezeigt.

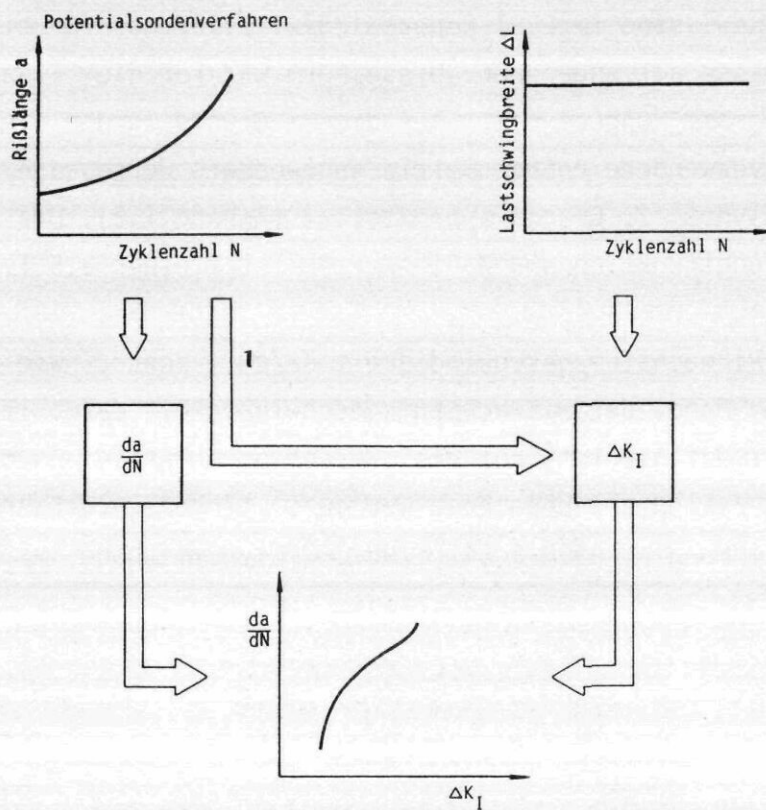


Abb. 7.6: Vorgehensweise bei der Auswertung der Experimente zum Ermüdungsrißwachstum (schematisch)

Der zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK_I für die CT-Probe und die CCP-Probe wurde nach der Gleichung

$$K_I = \frac{\Delta L}{D \sqrt{w}} \sqrt{a} Y \quad (7.6)$$

ermittelt. Y ist eine dimensionslose Funktion, die nur vom Rißlängenverhältnis a/w abhängig ist (Anhang I.3). Die Korrekturfunktion Y wurde für die CT-Probe aus ASTM-E617 /96/ und für die CCP-Probe aus /10/ entnommen.

In ähnlicher Weise wurde der zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK_I für die RS0-Rohre mit einer im EPRI-Report /145/ gegebenen Geometriefunktion bestimmt:

$$K_I = \frac{\Delta L}{(r_a^2 - r_i^2)^{3/2}} \sqrt{\pi a} Y_{\text{Rohr}} \quad (7.7)$$

Werte für Y_{Rohr} sind im EPRI Report 1237-1 /145/ nur für diskrete Riß-tiefenverhältnisse a/t angegeben. Diese Form war für die Einarbeitung in ein Rechenprogramm ungeeignet. Aus diesem Grunde wurden die für die in dieser Arbeit verwendete Rohrgeometrie angewendete Wertepaare (Y_{Rohr} , a/t) mit einem Polynom 2. Grades approximiert (Anhang I.3). Die Abweichung zwischen Näherungsfunktion und Zahlenwerten ist kleiner 0,5 %.

Die zyklische Rißwachstumsgeschwindigkeit da/dN konnte, wie schon in Kap. 7.1.2 an Hand der Rißwachstumsgeschwindigkeit da/dt im Kriechrißwachstumsexperiment gezeigt, auf drei verschiedene Arten aus der Meßkurve Rißlänge über Zyklenzahl berechnet werden (Differenzenverfahren, Polynom-methode in Anlehnung an ASTM E 647 /96/, Polynom-methode mit Legendre Polynomen).

8. Ergebnisse

8.1 Kriechrißwachstum

8.1.1 Versuche an 1"CT-Proben

Zur Durchführung der Versuche zum Kriechrißwachstum mußte Maschine I (vgl. Kap. 4) für den Einsatz bei hohen Temperaturen insbesondere hinsichtlich der Rißlängen- und Aufweitungsmessung umgerüstet werden. In Anbetracht langer Versuchszeiten (3 bis 4 Monate) bei Kriechrißwachstumsexperimenten konnte nur eine begrenzte Anzahl von Versuchen gefahren werden, die sowohl zur Erprobung und Weiterentwicklung der Versuchstechniken im Hochtemperaturbereich als auch zur Überprüfung der Anwendbarkeit von drei bruchmechanischen Konzepten (K_I -, σ_{net} -, C^* -Konzept) dienten.

Die zum Kriechrißwachstum an 1" CT-Proben durchgeführten Versuche sind in Tabelle 8.1 wiedergegeben. Während die Belastungen bei den Experimenten an den Proben AYM/A38, AYM/A42 und BBM/A11 stufenweise so lange gesteigert wurden, bis sich in der Aufweitung und in der Rißlänge merkliche Änderungen einstellten, wurden bei den beiden Proben aus X10NiCrAlTi 32 20, AYM/A40 und AYM/A32, sehr hohe Anfangsbelastungen eingestellt. So liegen die Nettospannungen unter Berücksichtigung des Biegeanteils σ_{net} zu Beginn der Versuche bereits im Bereich der Zugfestigkeit von X10NiCrAlTi 32 20 bei 850 °C ($R_m \approx 170$ MPa).

Tab. 8.1: Angaben zu den Kriechrißwachstumsversuchen mit seitengekerten 1"CT-Proben

	Probe	Temperatur °C	a_0 mm	a_e mm	Last* kN	$K_I(a_0)$ MPa mm	$\sigma_{Lig}(a_0)$ MPa	$\sigma_{net}(a_0)$ MPa
X10NiCrAlTi 32 20	AYM/A40	850	24,6	25,4	7,1	20	18,6	183
X10NiCrAlTi 32 20	AYM/A32	850	27,6	28,6	4,0	13,6	11,9	135
X10NiCrAlTi 32 20	AYM/A38	850	27,6	31,2	2,5	8,5	7,5	85
X10NiCrAlTi 32 20	AYM/A42	800	27,2	30,9	2,7	9,0	7,9	88
NiCr 22 Co 12 Mo	BBM/A11	800	27,8	29,9	7,9	27,3	23,7	272

* Last bei der es zu detektierbarem Rißwachstum kam

Die Versuche der mit niedrigen Belastungen gefahrenen Proben wurden nach dem Spannungsintensitätskonzept, nach dem Nettospannungskonzept und nach dem Energieratenintegral-Konzept ausgewertet.

Abb. 8.1 zeigt für diese Proben die Aufweitung und die Rißlänge in Abhängigkeit der Zeit. Aufgrund zu niedriger Belastungen konnte erst nach 300 h merklicher Rißfortschritt beobachtet werden. Deshalb beginnen in Abb. 8.1 Aufweitung und Rißlänge erst bei diesem Zeitpunkt.

8.1.1.1 Spannungsintensitätskonzept und Nettospannungskonzept

In Abb. 8.2 sind die Rißwachstumskurven basierend auf dem Nettospannungskonzept und auf dem Spannungsintensitätskonzept dargestellt. Es weist für beide Konzepte ähnliche Kurven auf. Diese Ähnlichkeit ist verständlich, da sich Nettospannung (Gl. (7.3)) und Spannungsintensitätsfaktor (Gl. (7.1)) im Falle einer 1" CT-Probe im Bereich der versuchsrelevanten Rißlängenverhältnisse $a/w = 0,5$ bis $0,6$ quasi nur durch einen Faktor von etwa gleich 10 unterscheiden (Tabelle 8.2). Die Kurve 2 weicht etwas von den beiden Kurven ab. Der starke Anstieg der Kurve 2 zum Ende spiegelt nicht das tatsächliche Werkstoffverhalten wieder, sondern resultiert aus einer ungenauen Messung der Thermospannungen, die die Berechnung der Rißlängen beeinflussen. Nach Versuchsende wurde festgestellt, daß eine starke Änderung der Thermospannung stattgefunden hatte, die sich auf die Bestimmung der Rißlänge auswirkte. Bei den folgenden Experimenten erfolgte eine quasi-kontinuierliche Messung der Thermospannung. Der tatsächliche Verlauf zum Ende des Versuches dürfte dem der beiden anderen Kurven ähnlich sein.

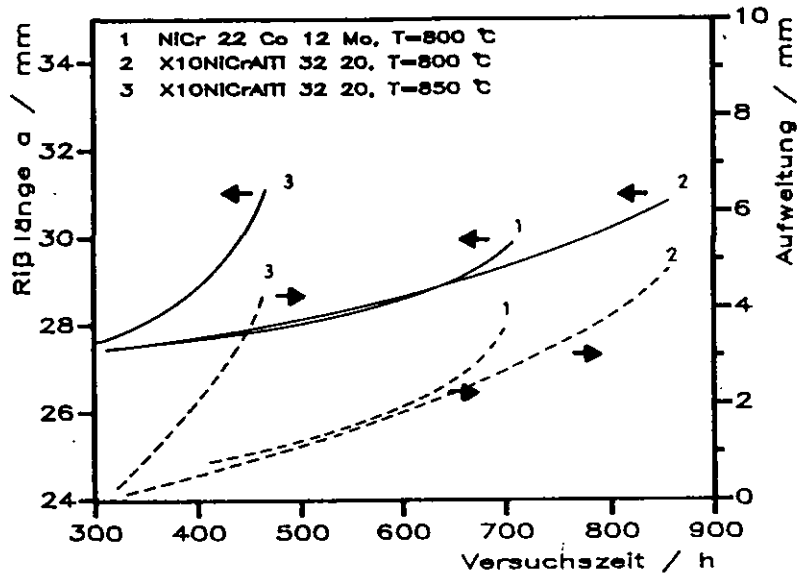


Abb. 8.1: Rißlängen- und Aufweitungskurven der drei bei niedrigen Belastungen gefahrenen Proben (BBM/A 1, AYM/A 38, AYM/A 42)

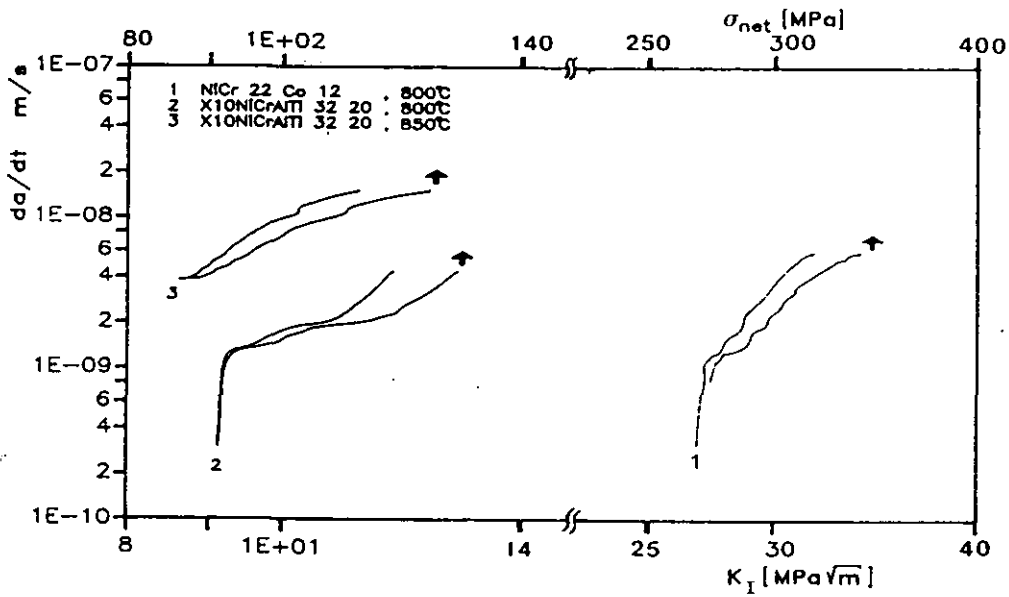


Abb. 8.2: Beschreibung des Kriechrißwachstums mit dem Nettospannungskonzept und dem Spannungsintensitätskonzept

Tab. 8.2 Faktor G zwischen Nettospannung (Gl. (7.3)) und Spannungsintensitätsfaktor (Gl. (7.1))

a/w	G	
0,4	8,2	
0,5	9,2	Experimente
0,6	10,8	
0,7	12,3	

$$\text{Faktor } G = \frac{\sigma_{\text{net}}/\text{MPa}}{K_I/\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}}$$

Basierend auf diesen drei Versuchen können noch keine fundierten Aussagen zugunsten oder gegen die Anwendbarkeit dieser beiden Konzepte zur Beschreibung des Kriechverhaltens gemacht werden, auch schon deshalb nicht, weil eine statistische Absicherung fehlt. Trotzdem kann folgendes festgehalten werden:

1. Die Kurven für X10NiCrAlTi 32 20 (Kurve 2 und 3, Abb. 8.2) zeigen eine deutliche Temperaturabhängigkeit des Kriechrißwachstums; der fiktive Schwellwert, d. h. der Wert, bei dem mit dem Potentialsondenverfahren Rißwachstum detektierbar ist, fällt mit steigender Temperatur.
2. Ein Vergleich der Werkstoffe bei 800 °C zeigt, daß für NiCr 22 Co 12 Mo bei fast dreifach höherer Belastung (Tab. 8.1) gegenüber X10NiCrAlTi 32 20 etwa gleiche Rißwachstumsgeschwindigkeiten erreicht werden; der fiktive Schwellwert von NiCr 22 Co 12 Mo liegt ebenfalls um einen Faktor 3 höher als der von X10NiCrAlTi 32 20.

Die aus Abb. 8.2 abzulesenden Schwellwerte sind nicht unbedingt als Werkstoffkennwerte eines Startgefüges anzusehen, da infolge der stufenweisen Erhöhung der Belastung ein Einfluß der Vorgeschichte auf den Schwellwert zu unterstellen ist.

Grundsätzlich ist die Frage zu stellen, ob bei hohen Temperaturen überhaupt von einem Schwellwert für Rißwachstum gesprochen werden kann, da es selbst bei kleinen Belastungen wegen der Zeitabhängigkeit des Werkstoffverhaltens durch Relaxationsvorgänge zu einzelnen Kriechanrissen an der Rißfront kommt, die schließlich das Wachstum des makroskopischen Risses einleiten. Das Potentialsondenverfahren kann wegen der Drift des Spannungsmeßgerätes nur Rißfortschrittsgeschwindigkeiten größer als $5.6 \cdot 10^{-7}$ mm/s in CT-Proben detektieren, so daß hier schon eine Grenze für die Ermittlung des Zeitpunktes für Kriechanriß gesetzt ist. Dieser Sachverhalt ist auch aus Zeitstandversuchen bekannt, bei denen sich auch unter geringen Belastungen nach entsprechend langen Wartezeiten Kriechdehnungen nachweisen lassen. Ein Schwellwert für das Kriechen existiert nach dem heutigen Wissensstand nicht.

Aufgrund der vorliegenden Ergebnisse, die eine Temperatur- als auch eine Werkstoffabhängigkeit des Rißwachstums aufweisen, kann davon ausgegangen werden, daß eine begrenzte Anwendbarkeit des Spannungsintensitäts- und Nettospannungskonzeptes bei kleinen Belastungen und kurzen Versuchszeiten möglich ist, da in diesem Fall die Kriechzone und die plastische Zone vor der Rißspitze als hinreichend klein gegenüber den Probenabmessungen anzusehen sind und damit überwiegend linear elastisches Materialverhalten angenommen werden kann. Wären die Experimente fortgesetzt worden, so daß weitaus höhere Spannungsintensitätsfaktoren bzw. Nettospannungen erreicht worden wären, so wäre es, da die Kriechzone dann große Bereiche des Restligamentes durchdrungen hätte, wahrscheinlich zu einem Abflachen der Rißwachstumskurven gekommen, wie es Ergebnisse von Krompholz et al. /92, 153/ zeigen. Bei diesen Versuchen wurden allerdings Nettospannungen verwendet, die im Bereich der Zugfestigkeit der untersuchten Werkstoffe lagen. Es wird daher davon ausgegangen, daß es zu erheblichen Verformungen und Einschnürungen an der Rißspitze, möglicherweise auch zur Abstumpfung kam, so daß von daher eine Anwendung dieser Konzepte zweifelhaft erscheint.

8.1.1.2 Energieratenintegralkonzept

Das Energieratenintegral C^* läßt auch noch großflächige Kriechverformungen der gesamten Probe während des Kriechrißwachstums zu. Die Beschreibung des Kriechrißwachstums mit dem C^* -Konzept ist für die durchgeführten Versuche

in Abb. 8.3 wiedergegeben. Hierbei wurde C^* mit drei aus der Literatur bekannten Gleichungen (Gl. (7.2a-7.2c)) ermittelt. Im Falle von NiCr 22 Co 12 Mo ergibt sich keine Abhängigkeit der Rißwachstumskurve von der verwendeten Gleichung. Die Unterschiede in den Rißwachstumskurven für X10NiCrAlTi 32 20 ist auf die aus der Literatur verwendeten Koeffizienten des Norton'schen Kriechgesetzes bei der Bestimmung von C^* (vgl. Gl. (7.2b) und (7.2c)) zurückzuführen, die mit großen Streuungen bezüglich der speziell hier verwendeten Charge verbunden sein können. Riedel /67/ wies allerdings darauf hin, daß eine Abweichung von einer Größenordnung zwischen den nach verschiedenen Gleichungen ermittelten C^* -Werten nicht ungewöhnlich ist. Die Abweichungen bei den eigenen Ergebnissen betragen etwa einen Faktor zwischen 1,5 und 2.

Auch bei der Beschreibung des Kriechrißwachstums mit C^* zeigt sich eine Temperaturabhängigkeit und eine Werkstoffabhängigkeit. Die Rißwachstumsgeschwindigkeiten von NiCr 22 Co 12 Mo bei gleichem C^* liegen deutlich unter denen von X10NiCrAlTi 32 20.

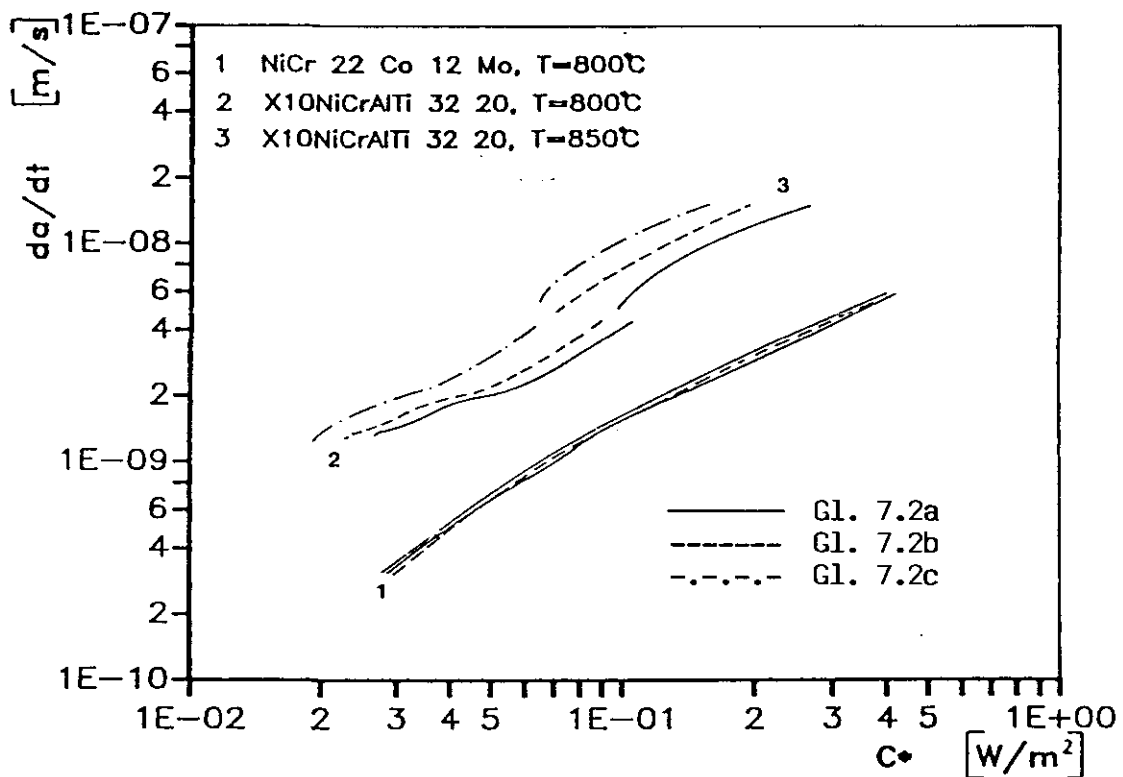


Abb. 8.3: Beschreibung des Kriechrißwachstums mit dem Energieratenintegral

In Tabelle 8.3 sind die Steigungen N der Rißwachstumskurven und das Verhältnis aus $n/n+1$ (n Exponent des Norton'schen Kriechgesetzes, abhängig von Werkstoff und Temperatur) angegeben. Nach /156/ ist dieses Verhältnis geeignet Aussagen über den Rißwachstumsmechanismus geben zu können. Stimmt dieses Verhältnis mit der tatsächlichen Steigung der Rißwachstumskurve überein, so wird das Rißwachstum nach theoretischen Modellen von Porenwachstum auf Korngrenzen durch Potenzgesetzkriechen gesteuert. Die gute Übereinstimmung zwischen der Steigung N und dem Verhältnis $n/(n+1)$ (Tab. 8.3) deutet auf durch Porenwachstum bedingte Kriechrißausbreitung hin. Dieses Rißwachstumsmodell ist äquivalent einer Beschreibung des Rißwachstums durch ein Dehnungskriterium /156/. In Schliffbildern konnten allerdings nicht eindeutig Poren vor der Rißspitze ausgemacht werden.

Tabelle 8.3: Steigung N der C^* -Kriechrißwachstumskurven und Verhältnis $n/(n+1)$ (n = Exponent des Norton'schen Kriechgesetzes)

Probe	Steigung N	$n/(n+1)$
AYM/A38	0,84	0,8
AYM/A42	0,87	0,84
BBM/A11	0,93	0,89

Für eine Abschätzung, ob für eine Beschreibung des Kriechrißwachstums besser das Spannungsintensitätskonzept oder das Energieratenintegral C^* geeignet ist, wurde von Riedel und Rice /68/ die charakteristische Zeit t_1 eingeführt (vergl. Gleichung 2.8). Nach dieser Gleichung wurden die Grenzkurven für CT-Proben aus NiCr 22 Co 12 Mo und X10NiCrAlTi 32 20 ($T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ mit einem Rißlängenverhältnis von $a/w = 0,5$) bestimmt (Abb. 8.4), die das K_I -kontrollierte Rißwachstum von dem C^* -kontrollierten Rißwachstum, abhängig von angelegter Spannung und Versuchszeit, trennt. Die Grenzkurve für X10NiCrAlTi 32 20 für $T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$, die nicht eingezeichnet ist, liegt dicht unterhalb der eingezeichneten Grenzkurve für $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$.

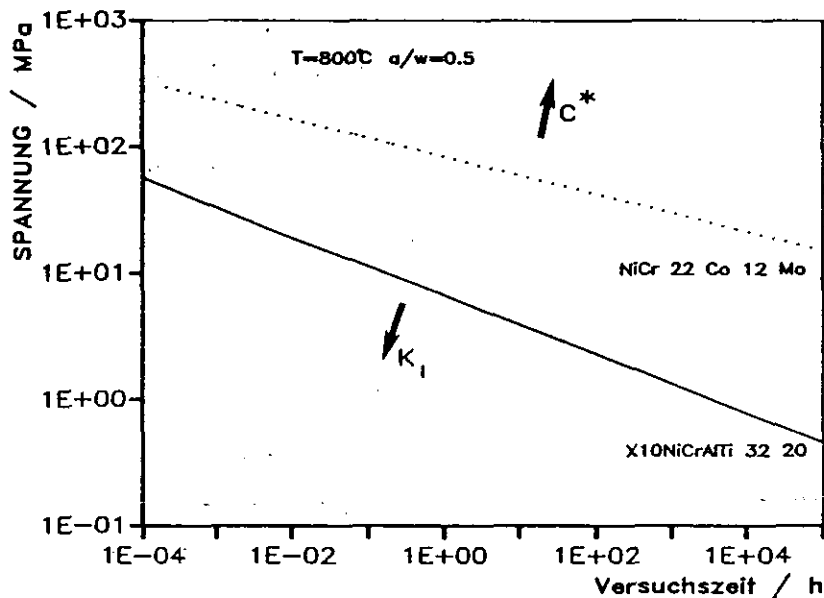


Abb. 8.4: Nach Gl. (2.8) berechnete Grenzkurven zwischen K_I -kontrolliertem und C^* -kontrolliertem Bereich (CT-Probe, $a/w = 0.5$)

Nach diesem Diagramm befindet man sich für X10NiCrAlTi 32 20 bei beiden Temperaturen knapp im C^* -kontrollierten Bereich (Versuchszeit einige hundert Stunden; Ligamentspannung ca. 8 MPa nach Tab. 8.1). Für NiCr 22 Co 12 Mo liegt man mit einer Versuchszeit von einigen hundert Stunden und einer Ligamentspannung von 24 MPa dicht unterhalb der Grenzkurve noch im K_I -kontrollierten Bereich. Daher kann für NiCr 22 Co 12 Mo angenommen werden, daß sich beide Konzepte zur Beschreibung des Kriechrißwachstums bei den vorliegenden Versuchsbedingungen eignen. Eine klarere Aussage zugunsten des einen oder anderen Konzepts läßt sich nur durch eine ausreichende Anzahl von Versuchen machen, aus denen der Einfluß des Anfangsrißlängenverhältnisses, des Belastungsniveaus, der Probengröße und der Probengeometrie auf die nach verschiedenen Konzepten ermittelten Rißwachstumskurven abgeleitet werden kann. Nur ein Konzept, das nahezu unabhängig von diesen Parametern, das Rißwachstum im Kriechbereich beschreibt, kann als geeignet angesehen werden. Desweiteren sollten Versuche mit Versuchszeiten größer 1000 h durchgeführt werden, um die Anwendbarkeit des C^* -Konzeptes für lange Standzeiten zu überprüfen, bei denen in erheblichem Maße Gefüge- und Oberflächenveränderungen das Rißwachstum beeinflussen können.

8.1.1.3 Werkstoffreaktion bei hohen Belastungen

Bei den ersten Versuchen zum Kriechrißwachstum wurden die Belastungsbedingungen bei 850 °C in Anlehnung an die Ergebnisse von Krompholz /92, 153/ eingestellt (vergl. Proben Nr. AYM/40 und AYM/A32 in Tabelle 8.1).

Die Versuchszeit für Probe AYM/A40 betrug nur 1,5 h bei einer Aufweitung zu Versuchsende von 4,9 mm und für Probe AYM/AM32 31 h bei einer Aufweitung zu Versuchsende von 4,5 mm. Eine Fortsetzung der Versuche über eine Aufweitung von 5 mm hinaus konnte wegen des begrenzten Weges des eingesetzten Hochtemperaturextensometers nicht erfolgen.

Obwohl Rißwachstum durch das Potentialsondenverfahren angezeigt wurde, ergab die Betrachtung der Querschliffe ausschließlich eine Abstumpfung der Rißspitze mit Bildung von Mikrorissen (Abb. 8.5 und 8.6). Eine Rißverzweigung wurde nicht beobachtet. Die Anzeige von Rißwachstum durch das Potentialsondenverfahren ist auf starke Plastifizierung im Rißspitzenbereich und Abstumpfen der Rißfront zurückzuführen, die sich in einer Erhöhung des Potentials auswirkte.

Die fehlende Rißausbreitung bei diesen Versuchen wurde ursprünglich auf eine zu hohe Versuchstemperatur für den Werkstoff X10NiCrAlTi 32 20 zurückgeführt (vergl. Kap. 5). Bei einer Absenkung des Belastungsniveaus

ließ sich jedoch auch bei der Temperatur von 850 °C Kriechrißwachstum nachweisen. Allerdings sind für die Kriechrißwachstumsversuche bei hohen Temperaturen wegen der kleinen Belastungsparameter sehr lange Laufzeiten erforderlich.

Als Ergebnis der an X10NiCrAlTi 32 20 bei hohen Anfangsbelastungen durchgeführten Versuchen bleibt festzuhalten:

- bei Belastungen mit Nettospannungen im Bereich der Zugfestigkeit (AYM/A40: $\sigma_{\text{net}} = 183 \text{ MPa}$; AYM/M32: $\sigma_{\text{net}} = 135 \text{ MPa}$; $R_m = 170 \text{ MPa}$) kommt es zu keinem Rißwachstum, sondern nur zu einer Abstumpfung der Rißspitze,

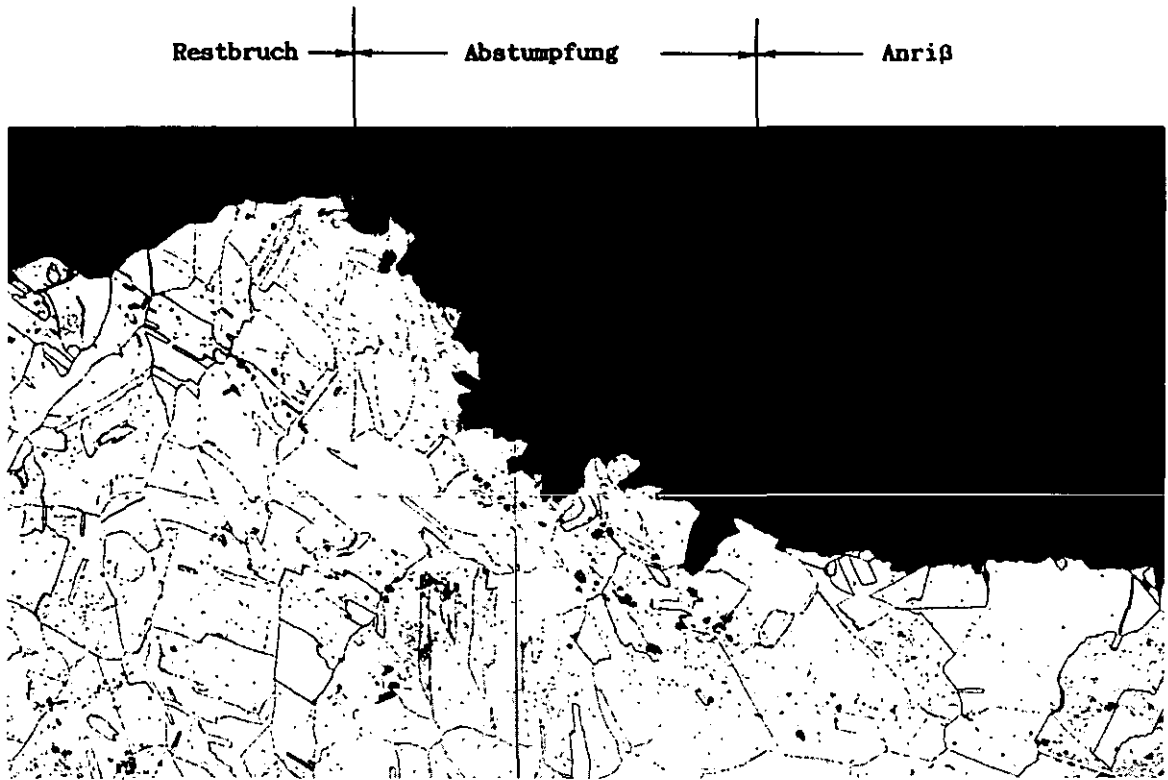


Abb. 8.5: Querschliff der Rißfront der mit hoher Belastung beaufschlagten Probe AYM/A40 (X10NiCrAlTi 32 20, T = 850 °C)

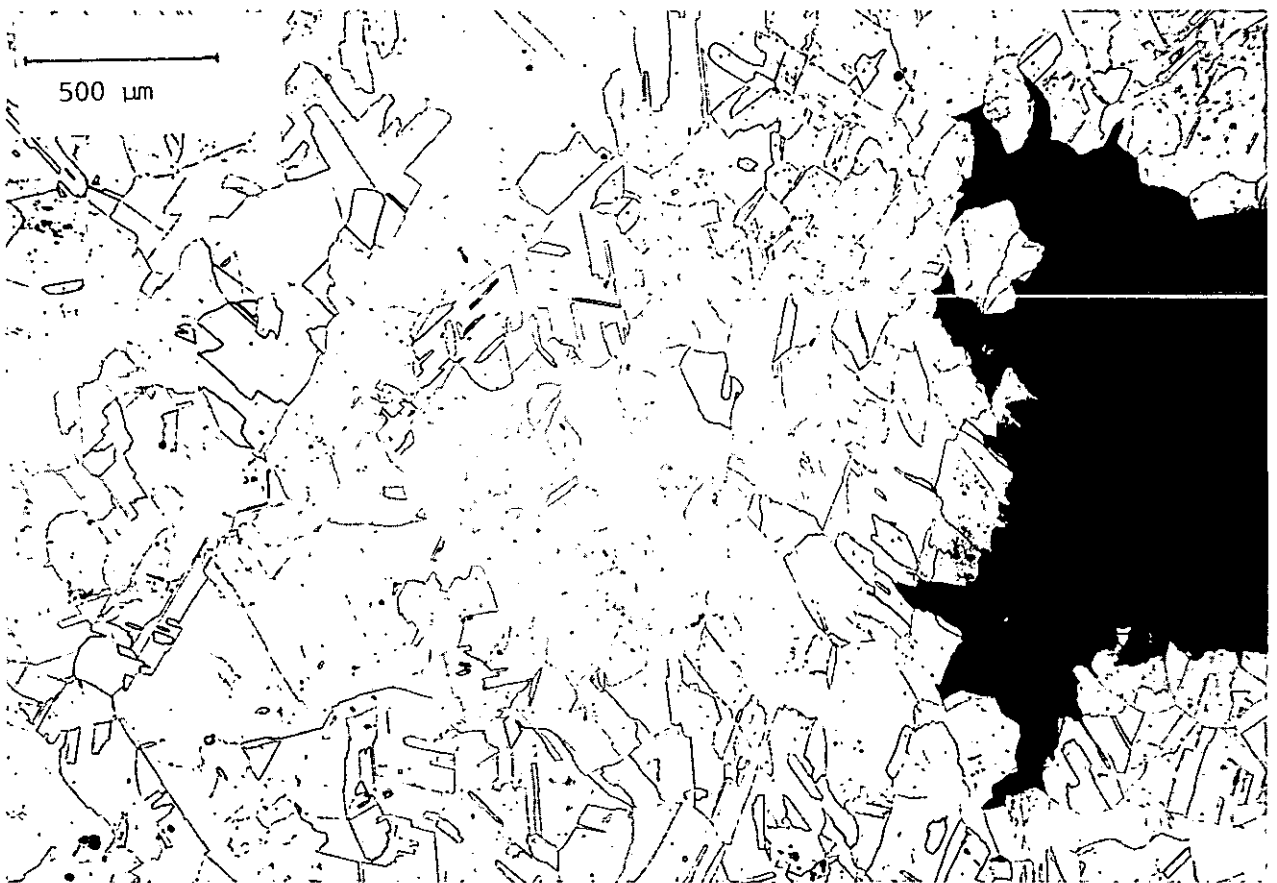


Abb. 8.6: Querschliff des Rißspitzenbereiches der mit hoher Last beaufschlagten Probe AYM/A32 (X10NiCrAlTi 32 20, T = 850 °C)

- durch die hohen Anfangsbelastungen und den daraus resultierenden hohen Aufweitungsgeschwindigkeiten kann davon ausgegangen werden, daß es zum Verlust der Funktionstüchtigkeit infolge großer Verformungen gekommen ist.

8.1.2 Versuche an RSO-Rohren

Um Aussagen über die Anwendbarkeit eines Konzeptes zur Beschreibung des Kriechrißwachstums zu erhalten, ist es erforderlich, Versuche an mehreren Geometrien durchzuführen. Zur Überprüfung bzw. zur Verifizierung der Übertragung auf Bauteile wurden insgesamt zwei RSO-Rohre in Kriechrißwachstumsversuchen belastet.

Eines der beiden Rohre entstammte der Charge AYJ, die auch für die Ermüdungsrißwachstumsversuche an RSO-Rohren verwendet wurde (vergl. Kap. 8.2.2), das andere Rohr war 7800 Stunden bei etwa 850 °C im Einsatz gewesen (vergl. Kap. 3.1.2). Beide Rohre wurden durch Zug und Innendruck beansprucht.

Zur Vermeidung von Biegemomenten wurden die Rohre überdreht und der Kerb auf der Drehbank eingebracht.

8.1.2.1 RSO-Rohre im Anlieferungszustand

Die Belastungsbedingungen für das Rohr AYJ 1.3 sind in Tabelle 8.4 wiedergegeben. Durch den Innendruck von 40 bar (absolut) baut sich eine Spannungen von 14,9 MPa in axialer Richtung auf, die sich der Zugspannung überlagert. Zu Beginn wurde in Längsrichtung eine Zuglast von 25 kN aufgebracht, die wegen eines starken Rißfortschritts schon in den ersten Minuten nach 1,1 Std. auf 12,5 kN reduziert wurde. Die Rißausbreitung erfolgte ungleichmäßig über den Umfang (vergl. Kap. 6.2.2).

Tabelle 8.4: Übersicht über die an RS0-Rohren aus X10NiCrAlTi 32 20 durchgeführten Rißwachstumsversuche

Probe-Nr.	AYJ/1.3	BCD/EN1
Temperatur (°C)	800	800
Anfangstiefe a_0 (mm)*	3,6	4,2
Endrißtiefe a_e (mm)*	4,9	5,1
Außendurchmesser D_a (mm)	117,15	118,9
Wandstärke t (mm)	7,2	8,9
Last (KN)	(25) 12,5	79,9
Innendruck (bar)	40	50,4

* an der radialen Position mit dem größten Rißfortschritt

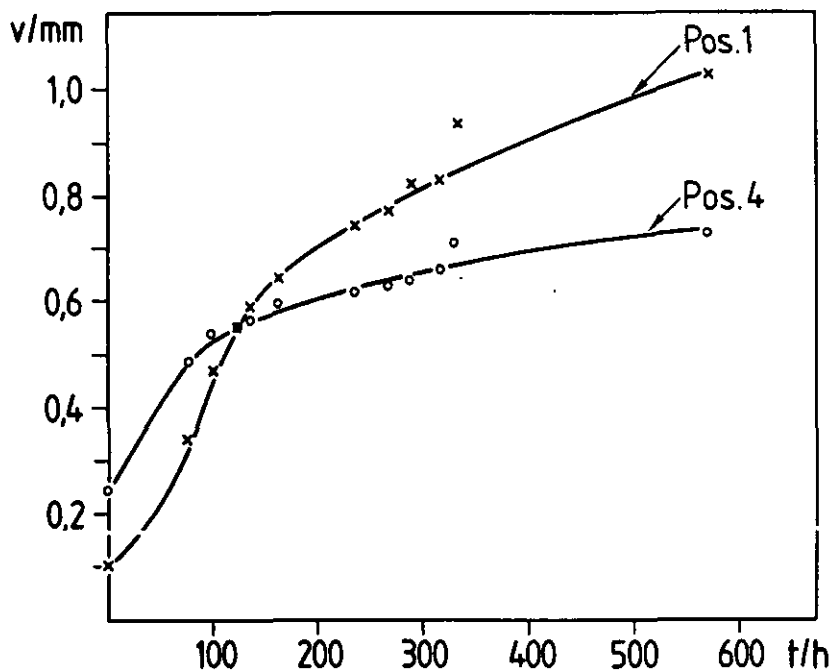


Abb. 8.7: Verlauf der Rißaufweitung an zwei um 90° versetzten Positionen des RS0-Rohres

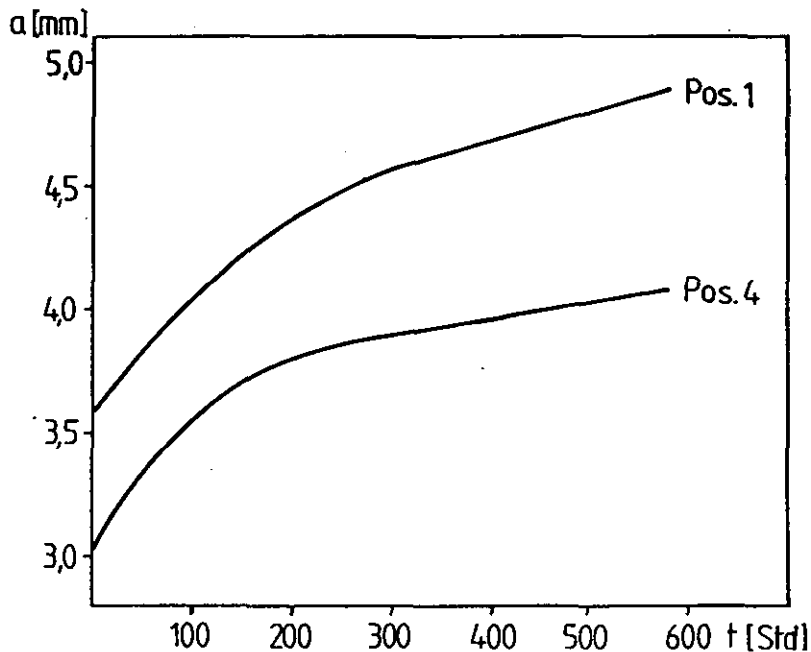


Abb. 8.8: Verlauf des Rißfortschritts an zwei um 90° versetzten Positionen des RS0-Rohres

Die Aufweitung wurde in unregelmäßigen Zeitabständen mit dem in Kapitel 4.4 beschriebenen Verfahren gemessen. Die Rißtiefe wurde an 16 radialen Positionen mit dem DC-Potentialverfahren kontinuierlich registriert. In Abb. 8.7 ist der Verlauf der Aufweitung an zwei um 90° versetzten Positionen wiedergegeben. Die größere Aufweitung entspricht der radialen Position, an der sich auch die größte Rißausbreitung zeigte. Nach einer Versuchszeit von 150 bis 200 Stunden nimmt die Aufweitungsgeschwindigkeit stark ab. Dies korreliert mit dem Verlauf der Rißausbreitung an den gleichen radialen Positionen (Abb. 8.8). Nach diesem Zeitpunkt zeigt die Probe näherungsweise konstante Aufweitungs- und Rißwachstumsgeschwindigkeiten.

In Abb. 8.9 wurde die Rißwachstumsgeschwindigkeit da/dt als Funktion des Spannungsintensitätsfaktors K_I aufgetragen. Die Auswertung erfolgte wieder an zwei radialen Positionen des Rohres. Wie die abnehmende Rißwachstumsgeschwindigkeit während des Versuches (vergl. Abb. 8.8) erwarten läßt, lie-

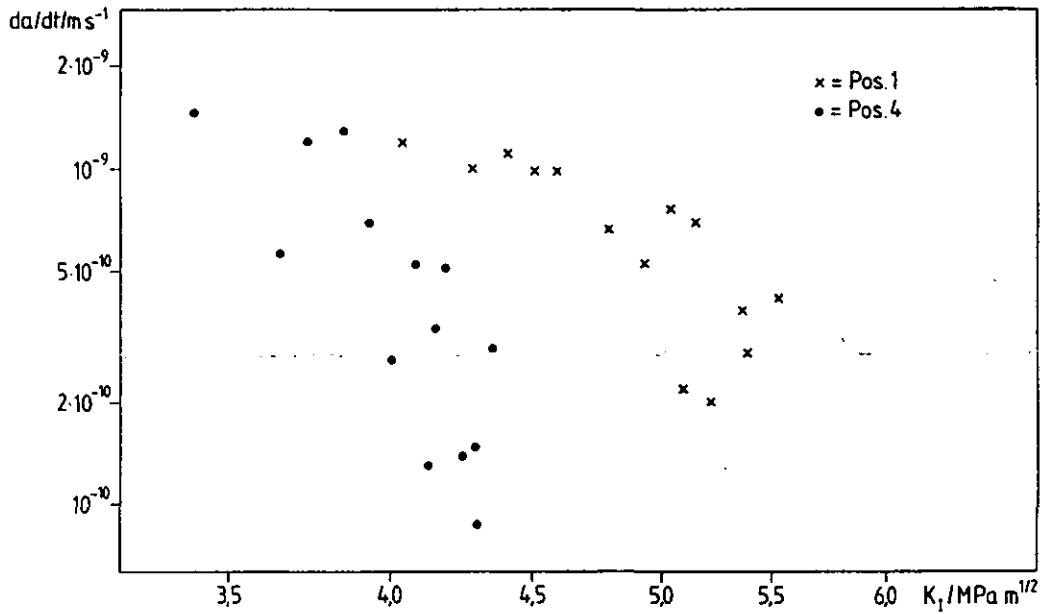


Abb. 8.9: Rißwachstumsgeschwindigkeit da/dt als Funktion des K_I -Wertes an zwei Positionen des Rohres AYJ 1.3

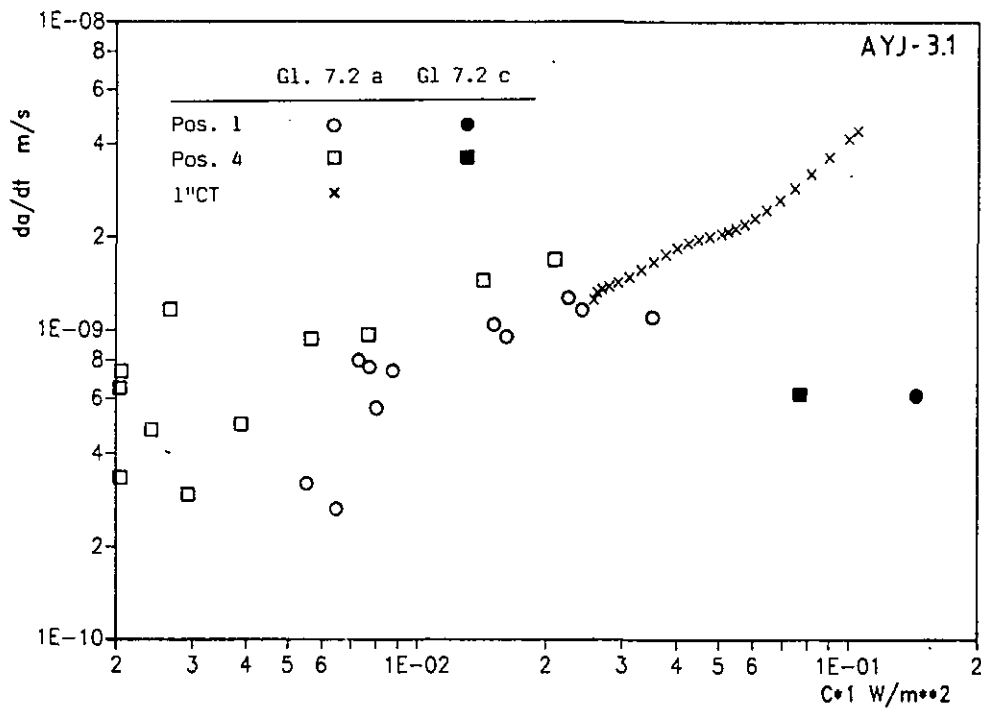


Abb. 8.10: Vergleich der Rißwachstumsraten da/dt für CT-Proben und RSO-Rohre (Rohrprobe Nr. AYJ 1.3)

fert die Auftragung eine negative Steigung. Eine Beschreibung des Kriechrißwachstums durch K_I ist also offensichtlich nicht möglich. Dies deckt sich mit den Erfahrungen für die Normproben aus X10NiCrAlTi 32 20 bei 800 °C.

In Abb. 8.10 wurden die errechneten Wertepaare von da/dt und C^* an den Umfangspositionen 1 und 4 des RSO-Rohres aufgetragen. Die offenen Symbole stellen dabei die errechneten Daten nach Gleichung (7.2a) dar. Die geschlossenen Symbole wurden nach Gleichung (7.2c) ermittelt. Im letzteren Fall wurden C^* und die Rißausbreitungsgeschwindigkeit über die gesamte Versuchszeit gemittelt. Zusätzlich wurden in Abb. 8.10 die Ergebnisse der 1"CT-Probe aufgenommen (Auswertung nach Gl. (7.2a)).

Die nach Gl. (7.2a) ermittelten Meßpunkte fügen sich in Anbetracht der Unsicherheiten bei der Aufweitungsmessung am RSO-Rohr sehr gut in die Ergebnisse der 1"CT-Proben ein. Der Schwellwert für Kriechrißwachstum liegt für die Ergebnisse am RSO-Rohr jedoch deutlich niedriger. Über die Problematik des Schwellwertes wurde bereits in Abschnitt 8.1.1 gesprochen. Die Mittelwerte aus der Auswertung nach Gl. (7.2a) liegen deutlich unterhalb der Ergebnisse für die Normproben. Vermutlich ist dies ein Ausdruck dafür, daß die am Plattenmaterial ermittelten Kriechparameter (vergl. Tabelle 7.2) das Kriechverhalten des Rohrmaterials nicht richtig beschreiben.

Aufgrund der vorliegenden Ergebnisse an RSO-Rohren kann angenommen werden, daß das C^* -Konzept zur Beschreibung des Kriechrißwachstums in X10NiCrAlTi 32 20 bei 800 °C geeignet ist. Zur Absicherung dieser Aussage sollten jedoch weitere Versuche, insbesondere an anderen Normproben-geometrien (1/2"CT-, CCP-Proben), durchgeführt werden.

8.1.2.2 Einsatzbeanspruchtes RS0-Rohr

Die Versuchsführung am RS0-Rohr BCD/EN1 war weitgehend identisch zum zuvor besprochenen Rohr AYJ 1.3. Jedoch handelt es sich hier um einsatzbeanspruchtes Material (vergl. Kap. 3.1.1). Die Belastungen sind in Tabelle 8.4 wiedergegeben.

Der Innendruckanteil erzeugt eine Spannung von 15,3 MPa, die sich der extern aufgebrachten Zuglast überlagert. Diese Zuglast wurde schrittweise erhöht und erst nach ca. 550 Stunden zeigte sich merkliches Kriechrißwachstums. Auch hier wurde eine ungleichmäßige Rißwachstumsgeschwindigkeit an verschiedenen Positionen des Umfangs beobachtet. Abb. 8.11 zeigt den Verlauf der Rißlänge als Funktion der Zeit an zwei um 90° versetzten Orten des Umfangs. Die Rißwachstumsgeschwindigkeit bleibt praktisch während des Versuchs konstant, zeigt also keine Abhängigkeit von dem mit der Rißlänge zunehmenden Parameter K_I . Es schien daher nur sinnvoll, über die gesamte Laufzeit (ab 550 Stunden) gemittelte K_I -Werte zu errechnen (vergl. Tabelle 8.6). Ein Vergleich mit der da/dt vs. K_I -Auftragung für CT-Proben (Abb. 8.2) zeigt schlechte Übereinstimmung, was einen Ausdruck für die Ungültigkeit des K_I -Ansatzes darstellt.

Eine Errechnung von C^* -Werten für das Rohr BCD/EN1 erfolgte mit Hilfe der Gleichungen (7.2a) und (7.2c). Da die Aufweitungen am Rohr in diesem Versuch nur gering waren, und damit relativ große Fehler bei der Bestimmung der Aufweitungsgeschwindigkeit auftraten, wurde die C^* -Bestimmung auf eine Mittelwertbildung über die gesamte Laufzeit des Versuchs beschränkt. Als Startpunkt des Versuchs wurde dabei der Zeitpunkt der letzten Lasterhöhung angenommen (550 Stunden). Die Ergebnisse der errechneten C^* -Werte sind in Tabelle 8.5 aufgelistet. Zusätzlich wurden sie in die da/dt vs. C^* -Kurve der 1"CT-Proben eingetragen (vergl. Abb. 8.12).

Die Ergebnisse nach Gl. (7.2c) liegen, wie schon bei den jungfräulichen RS0-Rohren, deutlich unterhalb der CT-Proben-Ergebnisse. Dies erklärt sich wieder aus der Verwendung von ungültigen Kriechparametern bei der Berechnung. Letztere wurden an jungfräulichem Material aus einer anderen Charge bestimmt und beschreiben somit das Kriechverhalten des einsatzbeanspruchten Materials nur unzulänglich.

Die nach Gl. (7.2a) ermittelten Wertepaare da/dt vs. C^* fügen sich wieder sehr gut in den Kurvenverlauf der 1"CT-Proben aus jungfräulichem Material ein. Weitere Aussagen zur Übertragbarkeit von Kriechrißwachstumsparametern an RS0-Rohren lassen sich aber erst nach der Prüfung von Normproben machen, die aus der Wand von einsatzbeanspruchten RS0-Rohren herausgearbeitet wurden.

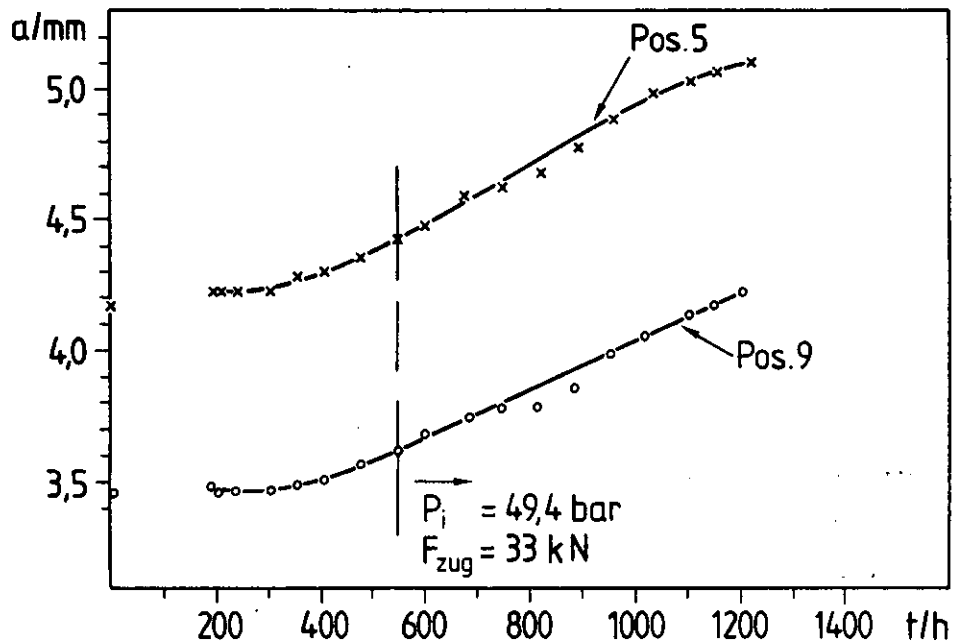


Abb. 8.11: Rißlänge als Funktion der Versuchszeit an zwei um 90° versetzten Positionen am Umfang (betriebsbeanspruchtes Rohr)

Tabelle 8.6: Gemittelte K_I - und C^* -Werte sowie Rißwachstumsgeschwindigkeiten (ab 550 Stunden Laufzeit) an zwei Positionen am Umfang des Rohres BCD/EN1

	K_I (MPa $m^{1/2}$)	C^* (Gl. 7.2a) (W/m ²)	C^* (Gl. 7.2c) (W/m ²)	da/dt (m/sec.)
Pos. 5	5,6	$1,2 \times 10^{-3}$	$8,5 \times 10^{-3}$	$2,1 \times 10^{-10}$
Pos. 9	4,5	$3,5 \times 10^{-3}$	$5,3 \times 10^{-2}$	$1,7 \times 10^{-10}$

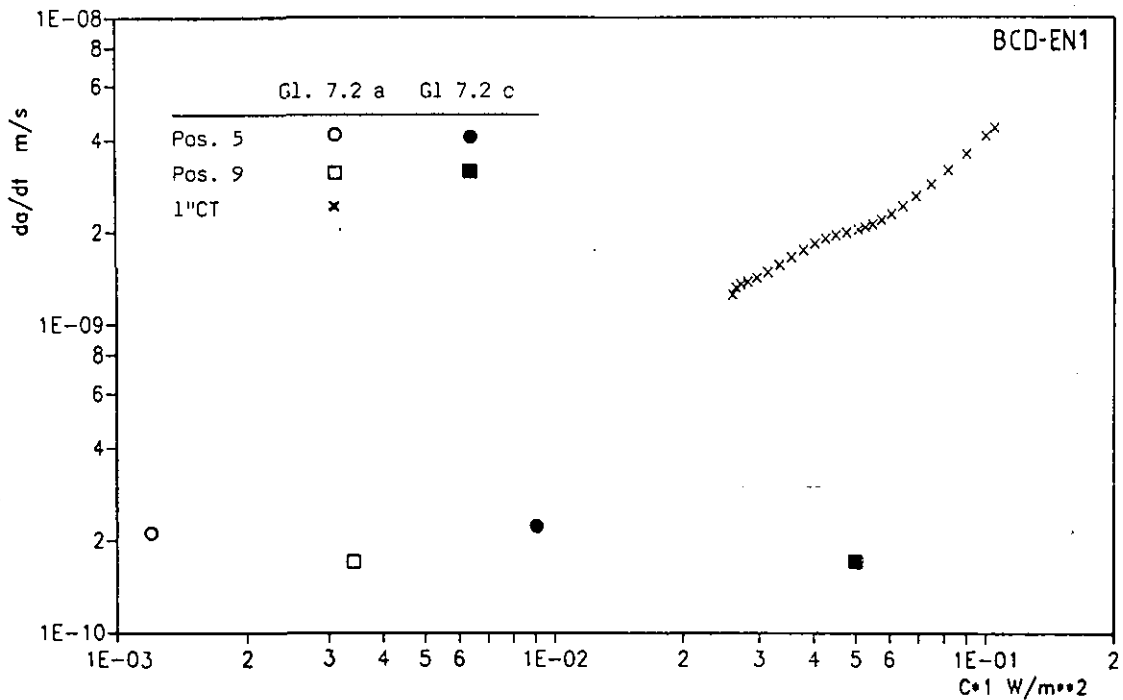


Abb. 8.12: C^* -Werte und Rißwachstumsgeschwindigkeiten, gemittelt über die gesamte Versuchsdauer (ab 550 Stunden) für ein einsatzbeanspruchtes RSO-Rohr und für CT-Proben (jungfräuliches Material)

8.1.3 Fraktographische Untersuchungen

Die Abb. 8.13 und 8.14 zeigen Bruchflächen einer X10NiCrAlTi 32 20 und einer NiCr 22 Co 12 Mo-Probe. Beide Proben weisen über einen großen Dickenbereich gerade Rißfronten auf. Lediglich an den Rändern zum Seitenkerb hin eilt der Riß stark voraus. Dies ist eine Folge der erhöhten Spannungskonzentration bedingt durch die Seitenkerben. Durch die glatten Rißfronten, ohne Anzeichen einer Tunnelung, kann davon ausgegangen werden, daß der ebene Dehnungszustand vorgelegen haben muß. Dies rechtfertigt den für die C^* -Ermittlung nach den Gleichungen (7.2b) und (7.2c) angenommenen ebenen Dehnungszustand bei der Wahl der Funktionen $g_2(a/w,n)$ und $g_3(a/w,n)$.

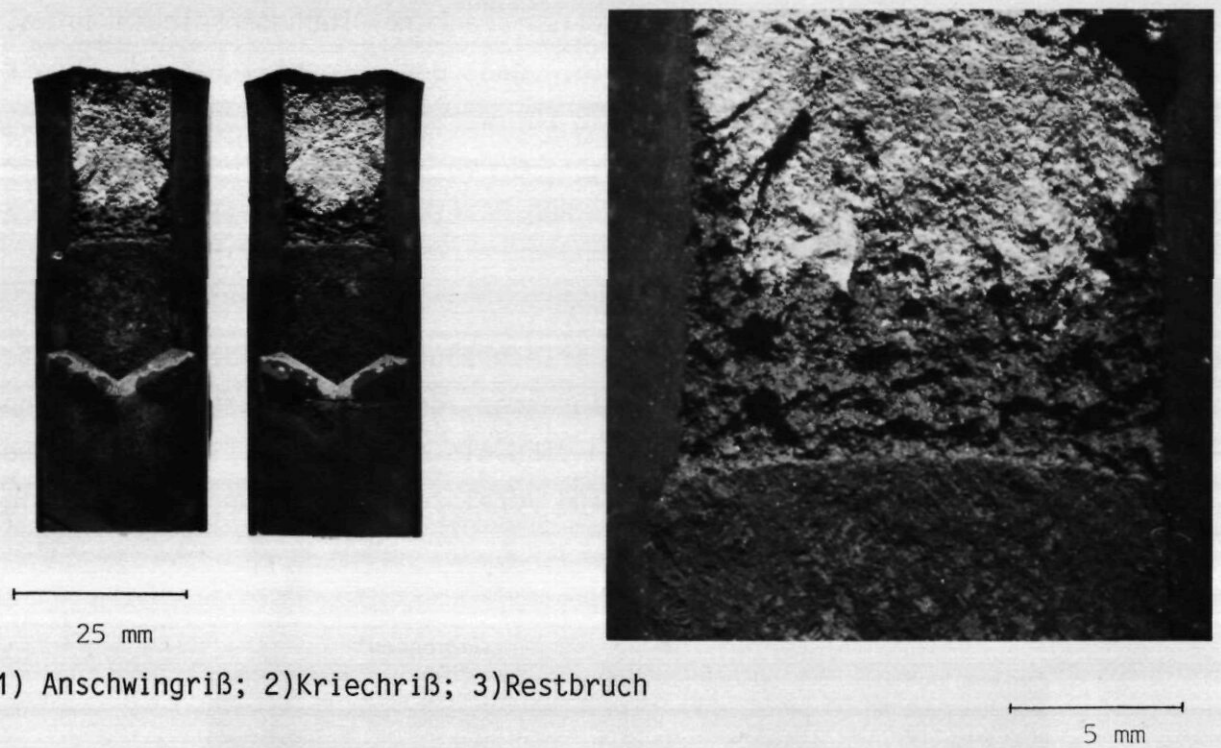


Abb. 8.13: Kriechrißbruchfläche der Probe AYM/A 42 (X10NiCrAlTi 32 20, T = 800 °C)

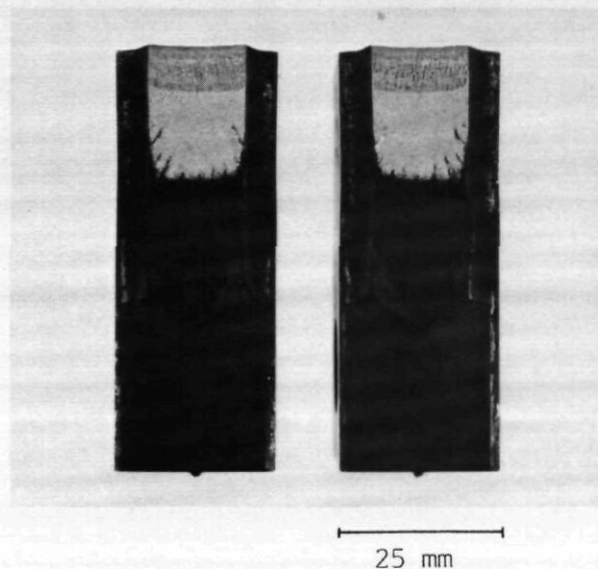


Abb. 8.14: Kriechrißbruchfläche der Probe BBM/A 11 (NiCr 22 Co 12 Mo, T = 800 °C)

X10NiCrAlTi 32 20 weist eine wesentlich rauhere Bruchmorphologie auf als NiCr 22 Co 12 Mo. Das deutet daraufhin, daß der eigentlichen Werkstofftrennung im Fall von X10NiCrAlTi 32 20 wesentlich höhere Verformungen vorausgegangen sind. Dies kann nicht durch die Bruchdehnungen erklärt werden, die bei beiden Werkstoffen für 800 °C etwa gleich sind ($A_5 \approx 90\%$, vgl. Abb. 3.4).

Eine typische REM-Aufnahme einer Kriechrißbruchfläche des Werkstoffes X10NiCrAlTi 32 20 zeigt deutlich die für sehr duktile Werkstoffe typische Wabenstruktur (Abb. 8.15). Die Waben sind ein Anzeichen örtlich sehr hoher plastischer Verformungen. Weiterhin sind vereinzelt Poren und großflächige Porennester zu erkennen.

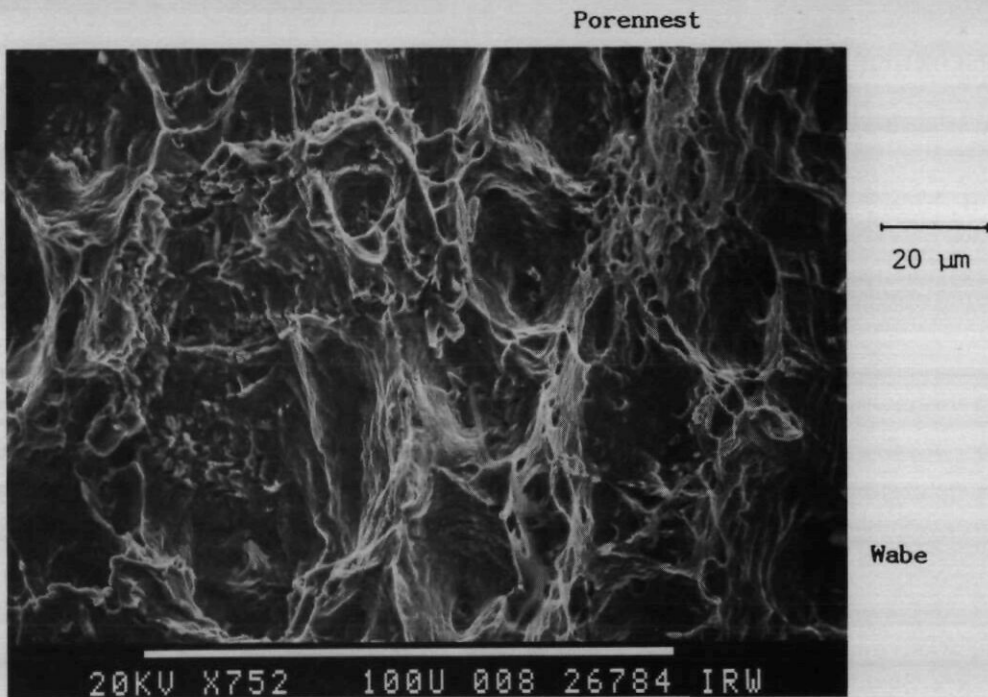


Abb. 8.15: REM-Aufnahme einer typischen Kriechrißbruchfläche (X10NiCrAlTi 32 20)

8.2 Ermüdungsrißwachstum

Die größte Zahl der Experimente bei zyklischer Belastung wurde an 1" CT-Proben durchgeführt (vgl. Kap. 7.2). Mit diesen Experimenten konnte der Einfluß von Temperatur und Werkstoff auf das Rißwachstum systematisch untersucht werden. Versuche an 1/2" CT- und 1/2" CCP-Proben bzw. an umfangsgekerbten RSO-Rohren erlauben darüberhinaus Aussagen zur Abhängigkeit des Rißwachstums von der Probengröße bzw. zur Übertragbarkeit von an Laborproben gefundenen Rißwachstumsgesetzen auf bauteilähnliche Geometrien. Aussagen über die Werkstoffalterung sollten an einsatzbeanspruchten RSO-Rohren gewonnen werden.

Einen Überblick über die durchgeführten Versuche geben, getrennt nach der eingesetzten Probenform, die Tabelle 8.7 (1" CT), die Tabelle 8.8 (1/2" CT-Proben), die Tabelle 8.9 (1/2" CCP) und die Tabelle 8.10 (RSO-Rohr). Wie in Kapitel 7.2 beschrieben, wurden die Versuche zunächst mit niedrigen Lasten begonnen, um durch stufenweise Steigerung der Last an den Schwellwert K_{I0} für Rißwachstum heranzufahren. Die in den Tabellen angegebenen Belastungen entsprechen gerade den Belastungen, bei denen sich durch Änderung in der elektrischen Spannung Rißwachstum anzeigte.

Für viele Probenformen sind zwei und mehr Belastungen angegeben, die den nacheinander gefahrenden Belastungsperioden zuzuordnen sind. Die Anfangs- und Endrißlängen beziehen sich auf die jeweilige Periode. Nach Abschluß einer Periode wurden bei einem Teil der Proben, wie beim ersten Anfahren der Proben, die Belastungen wieder stufenweise bis zum einsetzenden Rißwachstum gesteigert. Bei einem anderen Teil der Proben, aus NiCr 22 Co 12 Mo wurden die Belastungen beibehalten. Die Versuchsunterbrechungen dienten lediglich der Erzeugung einer weiteren Bruchflächenmarkierung. Die Beibehaltung der Belastung über einen weiteren Bereich des Rißfortschritts war bei den Normproben aus X10NiCrAlTi 32 20 nicht möglich, da sich hier im Gegensatz zum NiCr 22 Co 12 Mo starke Verformungen, Einschnürungen im Rißspitzenbereich und Abstumpfung der Rißfront, einstellten.

Tabelle 8.7: Belastungsbedingungen und mittlere ausgemessene RiBlängenverhältnisse a/w der an 1"CT-Proben durchgeführten Versuche (X10NiCrAlTi 32 20, NiCr 22 Co 12 Mo)

Werkstoff	Probe	L ± ΔL kN	Temperatur °C	(a/w) _A	(a/w) _B
X10NiCrAlTi 32 20	AYM/A16	3,40 ± 3,08	850	0,329	0,533
		3,40 ± 3,08		0,533	0,692
	AYM/A25*	5,00 ± 4,50	850	0,321	0,439
		5,00 ± 4,50		0,439	0,64
		4,00 ± 3,50		0,64	0,725
	AYM/A27	1,80 ± 1,63	900	0,453	0,647
		1,80 ± 1,63		0,647	0,728
	AYM/A28*	4,50 ± 4,00	850		
		3,00 ± 2,70			
	AYM/A30*	4,50 ± 4,00	850	0,351	0,672
		4,50 ± 4,00		0,672	0,715
	AYM/A33*	3,30 ± 2,70		0,3872	0,523
		3,30 ± 2,70		0,523	0,719
	AYM/A35	2,10 ± 1,90	900	0,363	0,714
	AYM/A36*	4,50 ± 4,00	850	0,349	0,645
		3,00 ± 2,50		0,645	0,749
	AYM/A39	3,00 ± 2,71	800	0,498	0,598
		3,00 ± 2,71		0,598	0,701
	AYM/A44	4,75 ± 4,30	800	0,359	0,568
		2,47 ± 2,23		0,568	0,753
	AYM/A49	6,34 ± 5,73	700	0,397	0,580
		3,86 ± 3,50		0,580	0,702
		2,47 ± 2,23		0,703	0,766
	AYM/A50	6,87 ± 6,20	700	0,424	0,557
		4,23 ± 3,82		0,565	0,693

Frequenz: 5 Hz, Spannungsverhältnis R: 0,05

* Versuch mit $0,05 < R \leq 0,1$ und $f = 9$ Hz

Werkstoff	Probe	L ± ΔL kN	Temperatur °C	(a/w) _A	(a/w) _B
NiCr 22 Co 12 Mo	BBM/A2	2,00 ± 1,81	850	0,498	0,669
		2,00 ± 1,81		0,669	0,798
	BBM/A3	2,50 ± 2,26	900	0,409	0,636
		2,50 ± 2,26		0,636	0,733
	BBM/A4	2,50 ± 2,26	800	0,492	0,639
		2,50 ± 2,26		0,639	0,792
	BBM/A5	2,60 ± 2,35	900	0,378	0,766
	BBM/A6	3,60 ± 3,26	850	0,363	0,817
	BBM/A7	3,60 ± 3,26	850	0,361	0,502
		3,60 ± 3,26		0,502	0,821
	BBM/A8	3,60 ± 3,26	900	0,363	0,747
	BBM/A9	3,40 ± 3,08	800	0,350	0,526
		3,40 ± 3,08		0,526	0,764
	BBM/A10	3,60 ± 3,26	800	0,354	0,689
		3,60 ± 3,26		0,689	0,765
	BBM/A26	4,30 ± 3,89	700	0,315	0,721
		3,00 ± 2,71		0,721	0,784
	BBM/A27	5,30 ± 4,79	700	0,307	0,580
		4,50 ± 4,07		0,580	0,756

Frequenz: 5 Hz, Spannungsverhältnis R: 0,05

Tabelle 8.8: Belastungsbedingungen und mittlere ausgemessene
Rißlängenverhältnisse a/w der an 1/2"CT-Proben
durchgeführten Versuche
(X10NiCrAlTi 32 20, NiCr 22 Co 12 Mo)

Werkstoff	Probe	$L \pm \Delta L$ kN	Temperatur °C	(a/w) _A	(a/w) _B
X10NiCrAlTi 32 20	AYM/A8	$2,24 \pm 2,02$	700	0,325	0,543
		$1,44 \pm 1,31$		0,543	0,76
	AYM/A10	$2,42 \pm 2,18$	700	0,336	0,536
		$1,79 \pm 1,62$		0,536	0,667
		$1,17 \pm 1,06$		0,667	0,773
	AYM/A11	$2,6 \pm 2,34$	700	0,309	0,541
		$2,06 \pm 1,86$		0,541	0,593
		$1,28 \pm 2,3$		0,593	0,644
		$1,08 \pm 0,97$		0,644	0,653
		$1,17 \pm 1,06$		0,653	0,703
		$1,08 \pm 0,97$		0,703	0,728
	AYM/A12	$0,92 \pm 0,83$	850	0,300	0,362
		$1,00 \pm 0,91$		0,362	0,693
		$0,50 \pm 0,45$		0,693	0,750
		$0,31 \pm 0,28$		0,750	0,856
	AYM/A13	$1,22 \pm 1,10$	850	0,321	0,361
		$1,28 \pm 1,15$		0,361	0,673
		$0,53 \pm 0,48$		0,673	0,800
		$0,37 \pm 0,33$		0,800	0,853
	AYM/A14	$1,08 \pm 0,97$	850	0,362	0,502
		$0,81 \pm 0,73$		0,502	0,696
NiCr 22 Co 12 Mo	BBM/A3	$1,35 \pm 1,22$	850	0,353	0,621
		$0,81 \pm 0,73$		0,621	0,743
		$0,49 \pm 0,44$		0,743	0,819
	BBM/A4	$1,79 \pm 1,62$	700	0,341	0,761
	BBM/A7	$1,43 \pm 1,29$	850	0,335	0,525
		$0,90 \pm 0,81$		0,525	0,702
		$0,53 \pm 0,48$		0,702	0,774
	BBM/A11	$2,06 \pm 1,86$	700	0,338	0,498
		$1,79 \pm 1,62$		0,498	0,663
		$1,25 \pm 1,13$		0,663	0,796
	BBM/A12	$1,17 \pm 1,06$	700	0,440	0,504
		$1,08 \pm 0,97$		0,504	0,723

Tabelle 8.9: Belastungsbedingungen und mittlere ausgemessene Rißlängenverhältnisse $2 a/w$ der an $1/2''$ CCP-Proben durchgeführten Versuche (X10NiCrAlTi 32 20)

Werkstoff	Probe	$L \pm \Delta L$ kN		Temperatur °C	$(2 a/w)_A$	$(2a/w)_E$
X10NiCrAlTi 32 20	AYM/DA1	18,9	16,1	700	0,458	0,648
	AYM/DA2	18,1	16,4	700	0,418	0,674
	AYM/DA3	12,2	11,0	850	0,374	0,750
	AYM/DA4	19,7	17,9	700	0,440	0,694
	AYM/DA5	10,7	9,7	850	0,454	0,668
	AYM/DA6	10,7	9,7	850	0,440	0,664

Tabelle 8.10: Belastungsbedingungen und mittlere ausgemessene Rißtiefenverhältnisse a/t der an RSO-Rohren durchgeführten Versuche (X10NiCrAlTi 32 20)

Werkstoff	Zustand	Probe	$L \pm \Delta L$ kN		Temp. °C	$(a/w)_A$	$(a/w)_E$
X10NiCrAlTi 32 20	im An- liefe- rungs- zustand	AYJ/4.1	89,4	80,9	850	0,379	0,577
		AYJ/4.3	127,0	115,0	700	0,415	0,555
		AYJ/5.2	83,0	75,0	850	0,381	0,755
		AYJ/5.3	89,3	80,8	850	0,465	0,599
			96,3	87,1		0,599	0,82
X10NiCrAlTi 32 20	einsatz- bean- sprucht	BCD/EN2	60,2	56,6	850	0,450	0,725

8.2.1 Versuche an Normproben

8.2.1.1 Reproduzierbarkeit der Rißwachstumskurven

Die Reproduzierbarkeit der Rißwachstumskurven wird in den Abb. 8.16 und 8.17 für die 2 Werkstoffe stellvertretend an 1" CT-Proben bei 850 °C dargestellt. Die Streuungen in den Rißwachstumsgeschwindigkeiten der verschiedenen Proben im Parisbereich betragen maximal 25 %. Die gute Reproduzierbarkeit ergibt sich auch für die anderen Temperaturen und die verschiedenen verwendeten Proben. Im Schwellwertbereich ergeben sich größere Unterschiede, auf die später noch eingegangen wird. Wegen der besseren Übersichtlichkeit werden für die weitere Betrachtung zum Einfluß von Temperatur, Werkstoff, Probenform und -geometrie auf das Rißwachstum nur mittlere Rißwachstumskurven im Paris-Bereich verwendet. Der Schwellwertbereich wird hierbei durch den kleinsten Wert wiedergegeben. In den Abb. 8.16 und 8.17 sind die für 850 °C an 1" CT-Proben verwendeten mittleren Rißwachstumskurven eingezeichnet.

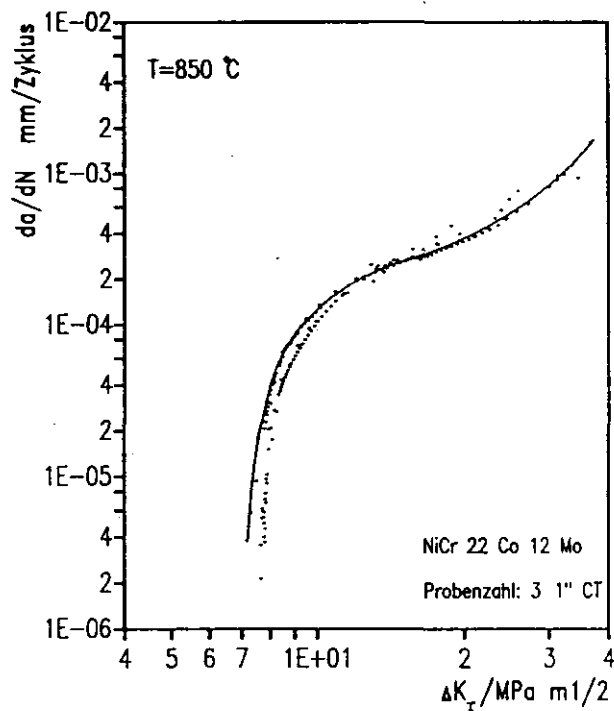


Abb. 8.16: Rißwachstumskurven der Versuche an 1"CT-Proben aus X10NiCrAlTi 32 20 bei 850 °C

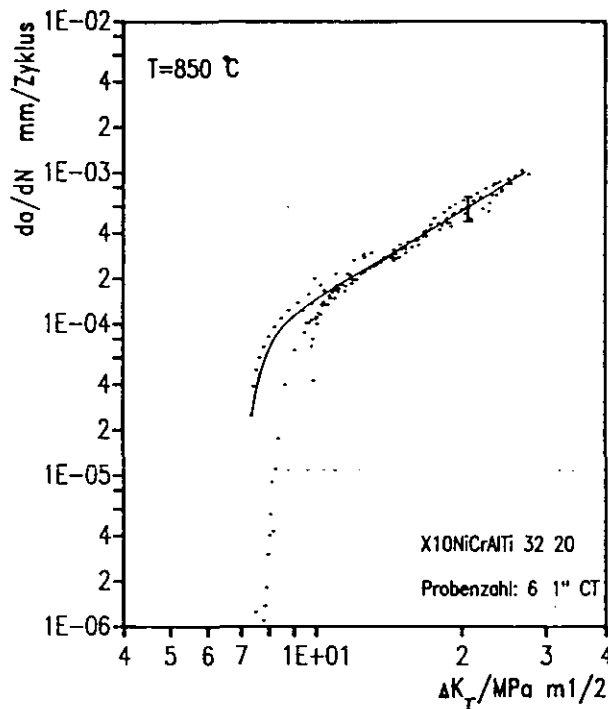


Abb. 8.17: Rißwachstumskurven der Versuche an 1"CT-Proben aus
NiCr 22 Co 12 Mo bei 850 °C

Um eine Aussage über die Gleichmäßigkeit des Rißwachstums bei CCP 1/2"-Proben zu erhalten, wurden die beiden Rißhälften rechts und links der Probenmitte mit den jeweiligen Potentialdifferenzen gesondert betrachtet, d. h. für beide Rißspitzen lassen sich voneinander unabhängige Rißausbreitungsgeschwindigkeiten da/dN und ΔK_I -Werte berechnen. Bei dieser Auswertungsmethode treten eventuelle Unterschiede in der Ausbreitung beider Halbrisse klar zu Tage. Ebenfalls können ungleichmäßige Anfangsrißlängen nach dem Anschwingvorgang in der Auswertung berücksichtigt werden (Abb. 8.18).

Die Auswertung zeigt, daß in der Regel keine großen Unterschiede in der Ausbreitung der beiden Halbrisse zu finden sind. Abb. 8.19 zeigt, daß nur geringe Streuungen in der Steigung der Paris-Geraden vorhanden sind, aber Unterschiede im Achsenabschnitt C auftreten können. Nur eine Probe bei 850 °C zeigte einen sehr ungleichmäßigen Rißfortschritt, der für große ΔK_I -Werte einen Unterschied in der Rißwachstumsgeschwindigkeit von ca. 20 % ergab.

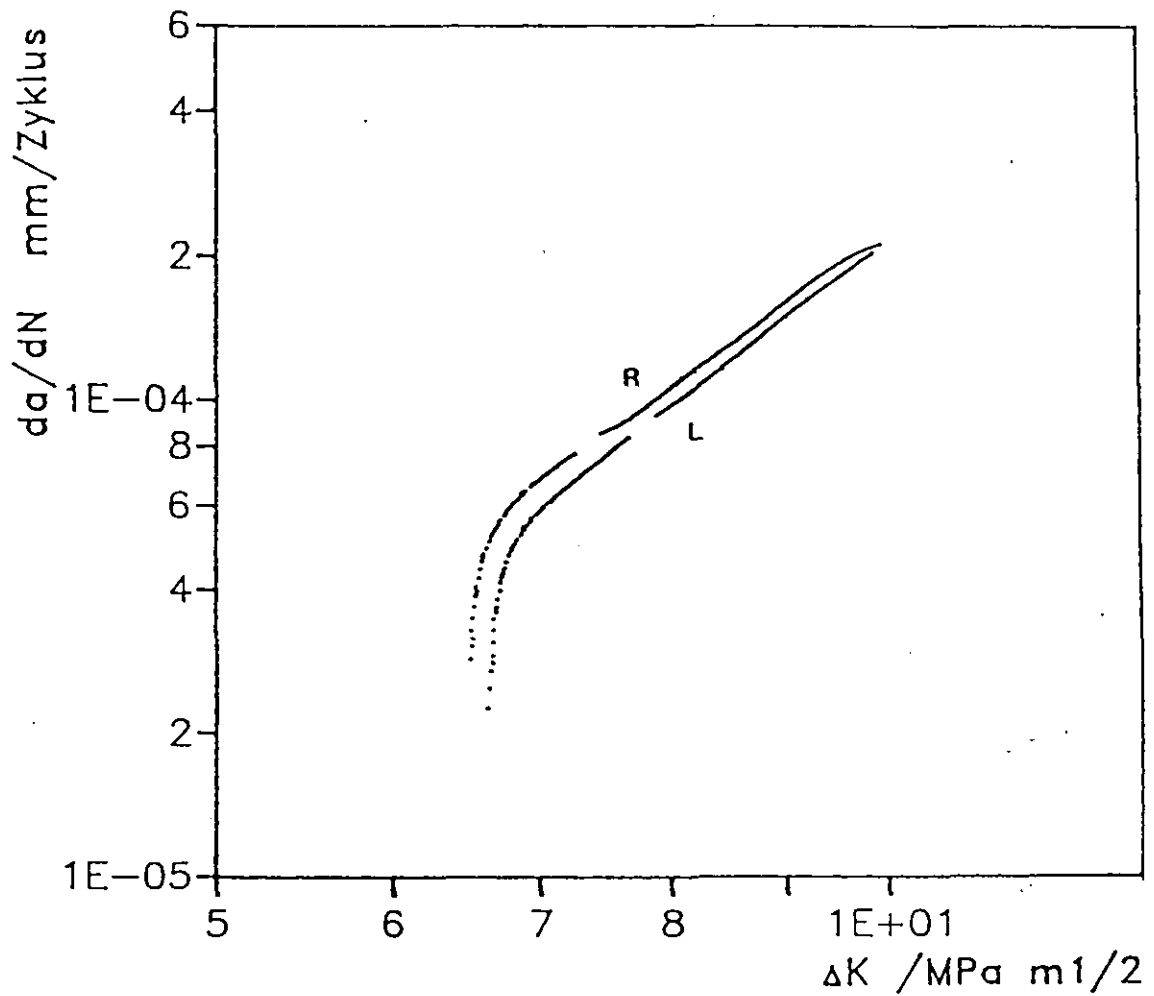


Abb. 8.18: Differenzen im Ergebnis bei einer getrennten Auswertung über rechts- und linksseitigem Halbriß von CCP-1/2"-Proben (Werkstoff: X10NiCrAlTi 32 20, 850 °C)

8.2.1.2 Temperatureinfluß

X10NiCrAlTi 32 20 weist im Paris-Bereich einen deutlichen Anstieg der Rißwachstumsgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Temperatur auf (Abb. 8.20). Im Bereich der K_I -Werte 10 bis 15 $MPa \cdot m^{1/2}$ steigt die Rißwachstumsgeschwindigkeit von 800 auf 900 °C um den Faktor 4 an. Der Paris-Exponent erhöht sich zwischen 800 und 900 °C nur leicht. Die Rißwachstumskurve für 700 °C setzt sich deutlich von denen der anderen Temperaturen ab. Die Steigung der Paris-Geraden ist unwesentlich kleiner als die bei 800 °C.

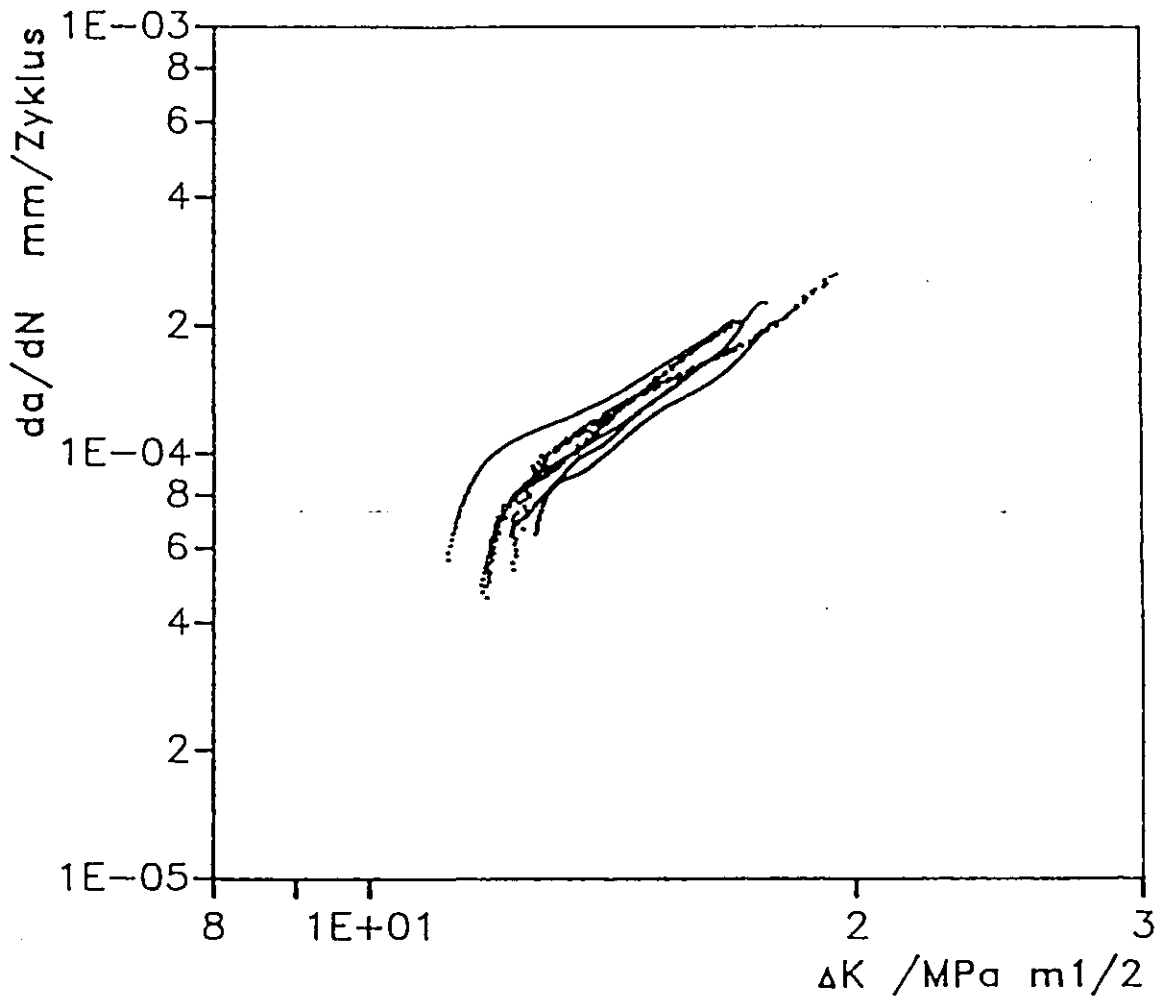


Abb. 8.19: Ergebnis dreier CCP-proben bei 700 °C, getrennte Auswertung für rechts- und linksseitige Halbrisse (Werkstoff: X10NiCrAlTi 32 20)

Die Rißwachstumsgeschwindigkeit im Paris-Bereich zwischen 700 und 800 °C unterscheidet sich nur um den Faktor 2 gegenüber einem Faktor 4 im Temperaturbereich 800 bis 900 °C. Insgesamt ergibt sich eine klare Zunahme der Rißwachstumsgeschwindigkeit mit der Temperatur für X10NiCrAlTi 32 20.

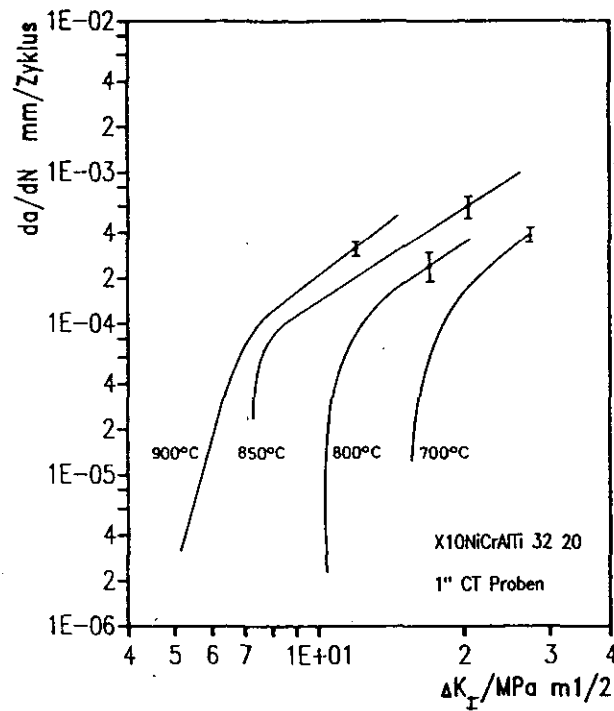


Abb. 8.20: Einfluß der Temperatur auf das Rißwachstum in X10NiCrAlTi 32 20 (1"CT-Proben)

Der Einfluß der Temperatur auf das Ermüdungsrißwachstum von NiCr 22 Co 12 Mo ist in Abb. 8.21 dargestellt. Zwischen 700 und 800 °C zeigt sich eine Steigerung im Rißwachstum um etwa den Faktor 1,5. Oberhalb 800 °C ist kein großer Einfluß der Temperatur zu erkennen. Aufgrund der mit der Temperatur leicht ansteigenden Steigung der Paris-Geraden ist für höhere ΔK_I -Werte oberhalb 15 MPa m^{1/2} eine Abhängigkeit der Temperatur erkennbar. Der Schwellwert zeigt keine eindeutige Abhängigkeit von der Temperatur, liegt aber in einem recht kleinen Streubereich von 6 MPa m^{1/2} < K_{I0} < 8 MPa m^{1/2} im gesamten Temperaturbereich 700 bis 900 °C.

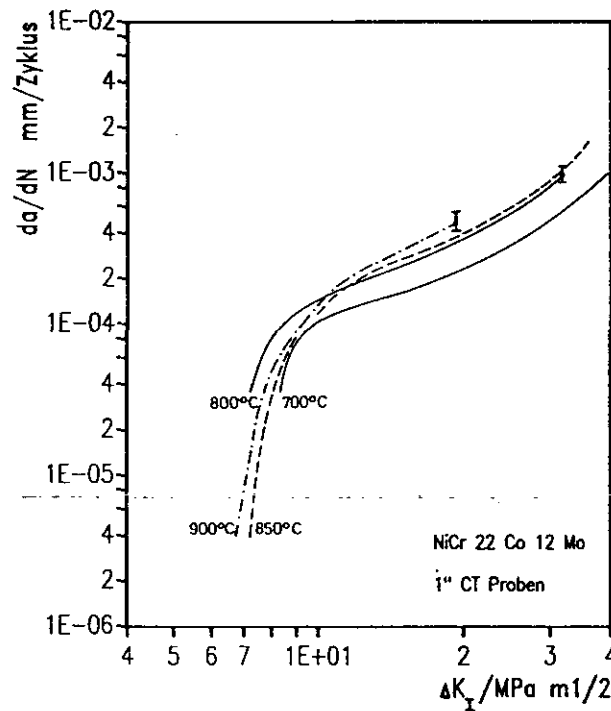


Abb. 8.21: Einfluß der Temperatur auf das Rißwachstum in NiCr 22 Co 12 Mo (1" CT-Proben)

8.2.1.3 Vergleich der Werkstoffe

Eine Gegenüberstellung der Ergebnisse von X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo (Abb. 8.20 und 8.21) weist für X10NiCrAlTi 32 20 bis 800 °C die niedrigeren Rißwachstumsgeschwindigkeiten auf, was aus dem Ausscheidungsverhalten der beiden Werkstoffe gedeutet werden kann. Oberhalb 850 °C liegen die Rißwachstumsgeschwindigkeiten von X10NiCrAlTi 32 20 dann deutlich, bis zu über einem Faktor 2, über der von NiCr 22 Co 12 Mo. Diese "Übergangstemperatur" von 850 °C gilt auch für die Schwellwerte.

8.2.1.4 Rißwachstum bei hohen Belastungen

Bei der Temperatur 850 °C wurden vier Proben aus X10NiCrAlTi 32 20 mit relativ hohen Belastungen, die deutlich über den zyklischen Schwellwerten lagen, beaufschlagt (vergl. Tab. 8.7, AYM/A25, AYM/A28, AYM/A30 und AYM/A36). Unter diesen Bedingungen kam es oberhalb eines zyklischen Spannungsintensitätsfaktors $\Delta K_I = 20 \text{ MPa m}^{1/2}$ trotz hoher Aufweitungsgeschwindigkeit zu keinem tertiären Rißwachstumsbereich im da/dN - ΔK_I -Diagramm (Abb. 8.22). Bei einigen Proben kam es auch zu einem leichten Abflachen der Rißwachstumskurve zum Ende des Versuches. Dieses Rißwachstumsverhalten bei höheren zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren kann durch Abstumpfung, Verzweigung der Rißspitze und/oder Bildung von Nebenrissen erklärt werden, wodurch sich die Spannungsüberhöhungen an der Rißspitze teilweise abbauen. In diesem Fall ist der formal bestimmte Spannungsintensitätsfaktor nicht mehr die bruchmechanische Größe, die die Spannungsverhältnisse an der Rißspitze beschreibt. Damit kann das Spannungsintensitätskonzept auch nicht mehr zur Beschreibung des Rißwachstums herangezogen werden.

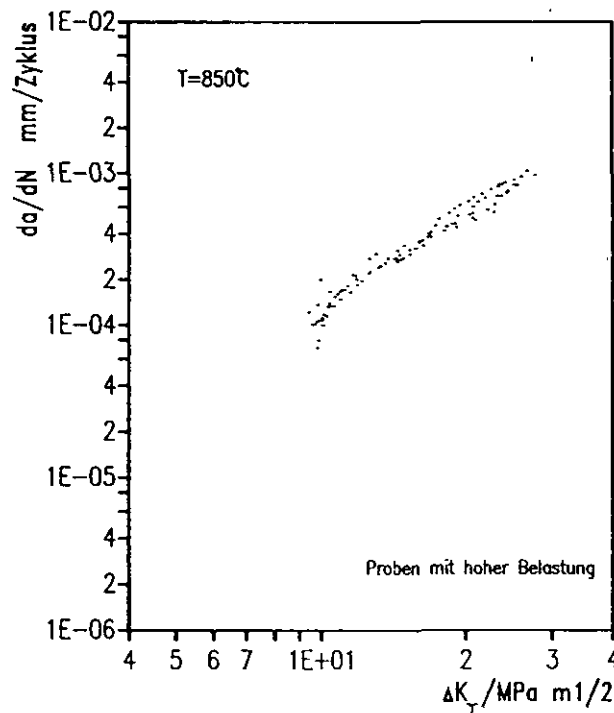


Abb. 8.22: Rißwachstumskurven für X10NiCrAlTi 32 20 bei Proben mit hoher Belastung

Abb. 8.23 zeigt, daß bei dieser Art von Versuchen tatsächlich am Ende keine scharfen, sondern stark abgestumpfte Rißfronten vorliegen. In Abb. 8.23 sind an der Rißspitze deutlich Rißverzweigungen zu erkennen. Einzelne Risse setzen sich nicht fort, sondern laufen lediglich als Nebenrisse auf den Rißflanken aus.

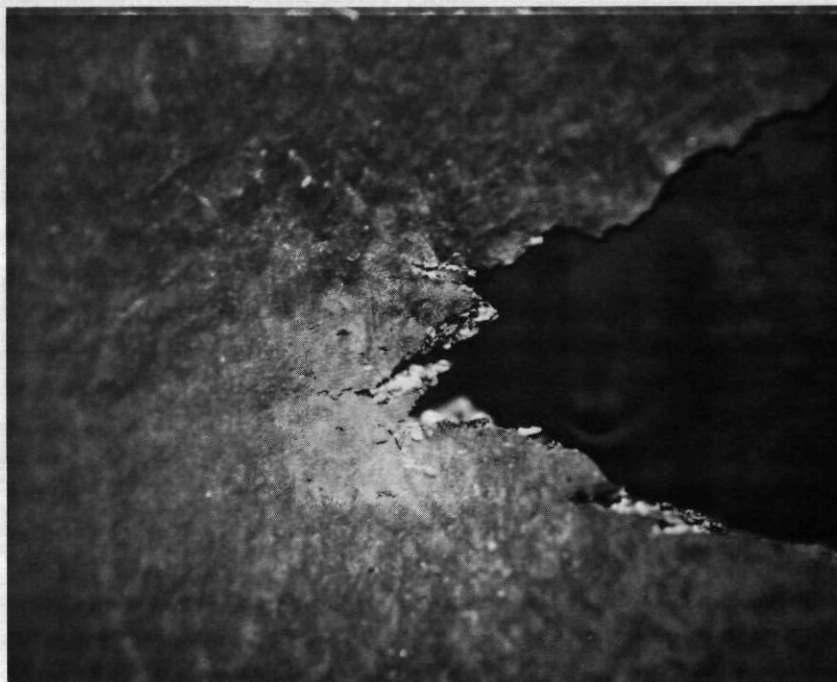


Abb. 8.23: Aufnahme von der Rißspitze einer mit hohen Lasten beaufschlagten Probe (Probe: AYM/A 30; T = 850 °C)

8.2.2 Einfluß der Probengeometrie und Übertragbarkeit auf RSO-Rohre

8.2.2.1 Vergleich der Rißwachstumskurven

Um Aussagen über die allgemeine Anwendbarkeit des zyklischen Spannungsintensitätskonzeptes im Hochtemperaturbereich machen zu können, wurden neben den Untersuchungen an 1"CT-Proben weitere Experimente an 1/2" CT-Proben, 1/2" CCP-Proben und an bauteilähnlichen Proben (RSO-Rohren) durchgeführt. Die Untersuchungen an RSO-Rohren waren von

besonderer Bedeutung für die Beurteilung der Übertragbarkeit von an Laborproben ermittelten Rißwachstumsgesetzmäßigkeiten auf fehlerbehaftete Bauteilgeometrien. Im Hochtemperaturbereich fehlt bisher eine experimentelle Absicherung.

Um den Einfluß der Probengröße auf das Rißwachstum abschätzen zu können, wurden an 1/2" CT-Proben bei 700 bzw. 850 °C für die Werkstoffe X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo Experimente durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abb. 8.24 und 8.25 dargestellt. Sie zeigen gute Übereinstimmung mit den an 1" CT-Proben ermittelten Rißwachstumskurven. Lediglich im Schwellwertbereich der ersten Belastungsperioden zeigen sich weit größere Streuungen als bei den 1" CT-Proben. Auch im Paris-Bereich ist der Streubereich verglichen mit dem bei den 1" CT-Proben größer. Insgesamt aber stimmen an 1" CT-Proben ermittelte Rißwachstumskurven gut mit denen an 1/2" CT-Proben ermittelten überein. Die großen Streuungen sind möglicherweise auf größere relative Fehler bei kleineren Belastungen im Falle der 1/2" CT-Proben zurückzuführen.

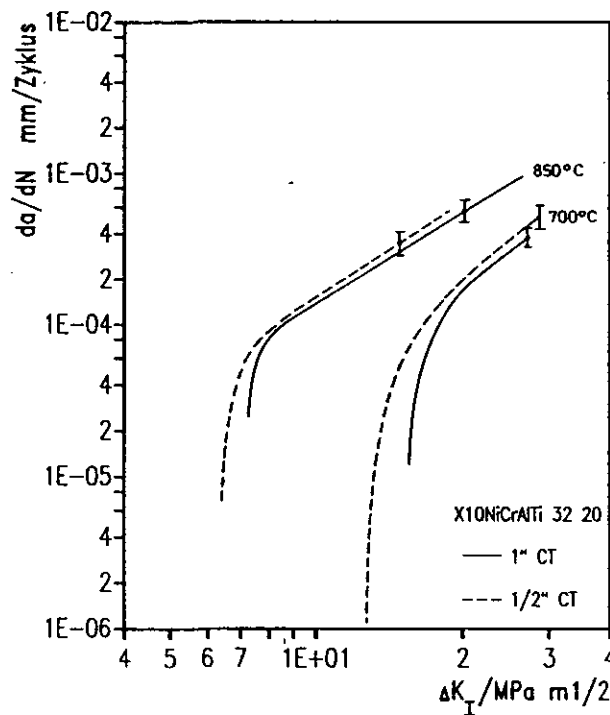


Abb. 8.24: Rißwachstum in X10NiCrAlTi 32 20 bei 700 °C und 850 °C (1/2"CT- und 1"CT-Probe)

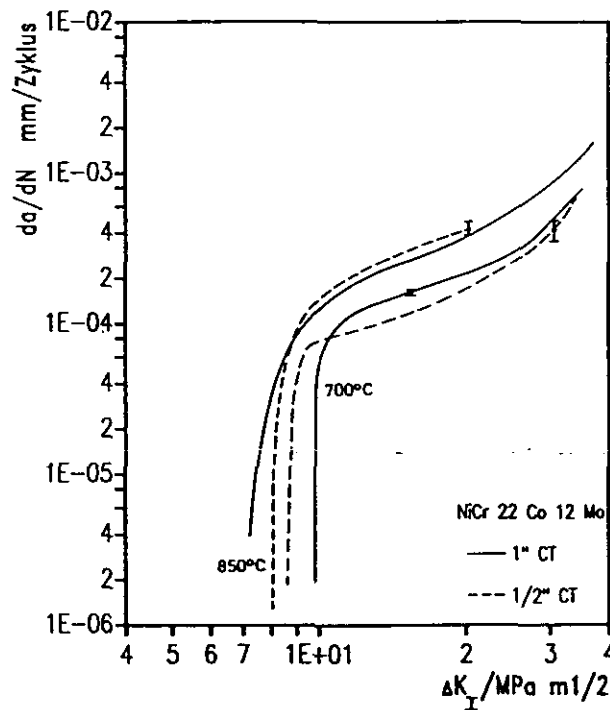


Abb. 8.25: Rißwachstum in NiCr 22 Co 12 Mo bei 700 °C und 850 °C (1/2"CT- und 1"CT-Probe)

Zur Untersuchung der Übertragbarkeit der an Laborproben gefundenen Rißwachstumscharakteristik auf bauteilähnliche Geometrien wurden an X10NiCrAlTi 32 20 bei 700 °C und 850 °C auch Versuche an umfangsgekerbten RSO-Rohren gefahren. Die Rißausbreitung beim Anschwingen der Rohre erfolgte noch relativ gleichmäßig über den Umfang; bei hohen Temperaturen wurde dagegen der in Abb. 6.24 gezeigte ungleichmäßige Rißfrontverlauf beobachtet. Über die Ursachen des ungleichmäßigen Rißverlaufs wurde bereits ausführlich in Kapitel 6.2.4 berichtet.

Die Bestimmung der Rißtiefen, die bei der Berechnung der zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren (Gl. (7.7)) und der zyklischen Rißwachstumsgeschwindigkeit herangezogen wurden, erfolgte auf der Basis der Potentialmeßleitungen, die im Bereich des ungleichmäßigen Rißfortschrittes über dem Kerb angepunktet waren. Für diese Art des ungleichmäßigen Rißfortschrittsverlaufes existieren keine Gleichungen für die Ermittlung der zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren. Bei dieser Vorgehensweise wird vereinfachend angenommen, daß der über das Potentialsondenverfahren an einer Stelle am

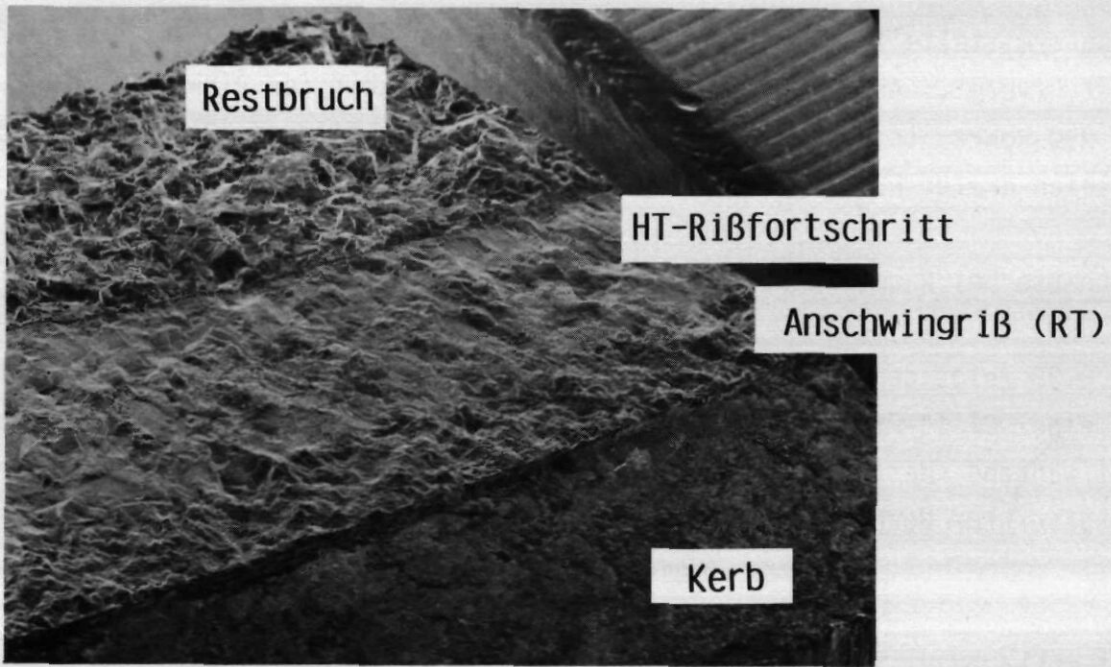


Abb. 8.26: Aufnahme der Bruchfläche eines bei 850 °C eingesetzten RS0-Rohres

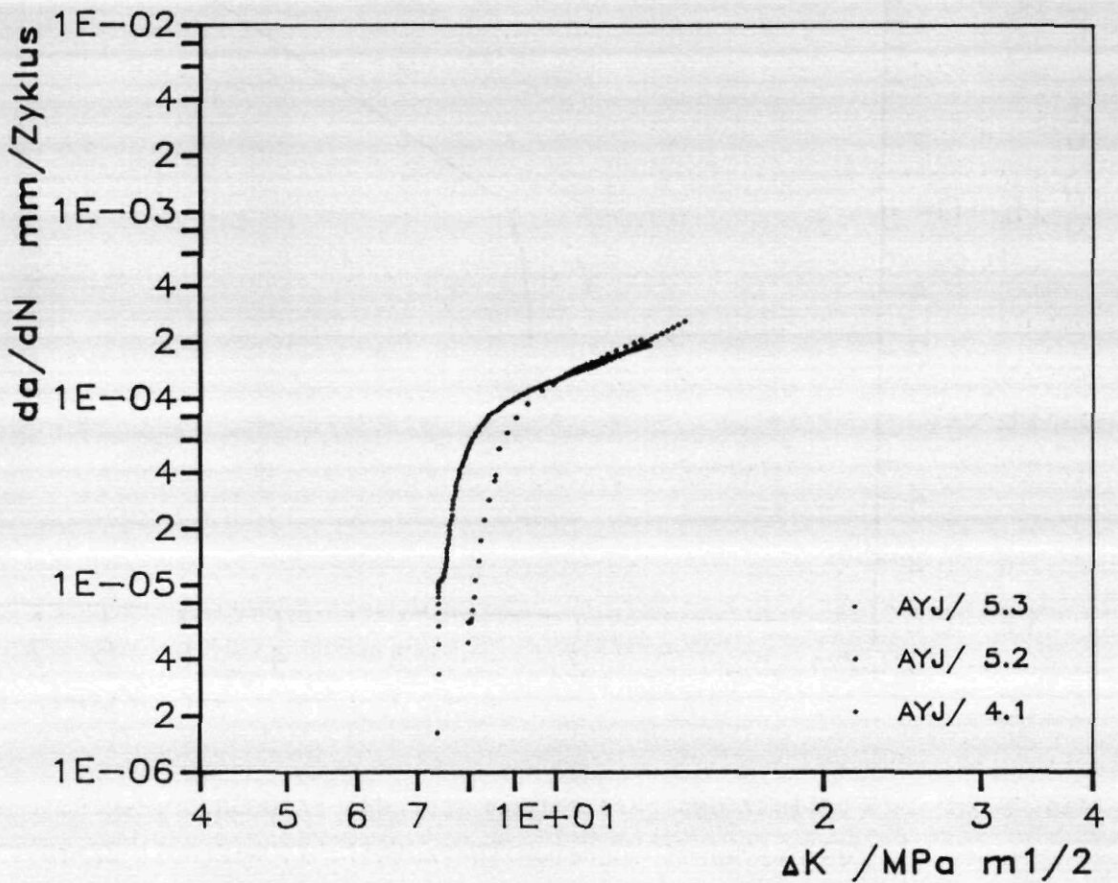


Abb. 8.27: Versuchsergebnisse dreier RS0-Rohre (Werkstoff: X10NiCrAlTi 32 20)

Umfang ermittelte lokale Rißfortschritt gleichmäßig über dem Umfang stattfindet (vergl. Abb. 7.1). Die Reproduzierbarkeit der Rißwachstumskurven für RS0-Rohre ist sehr gut. Dies wird in Abbildung 8.27 durch den Vergleich dreier RS0-Rohre bei 850 °C demonstriert.

Ergebnisse bei Raumtemperatur

Abb. 8.28 zeigt den Vergleich des Ermüdungsrißwachstums bei Raumtemperatur für eine CT 1"-Probe und zwei RS0-Rohre. Die Daten der RS0-Rohre wurden dabei während des Anschwingvorganges zweier Rohrabschnitte aufgenommen, die später für Hochtemperaturversuche zum Einsatz kamen.

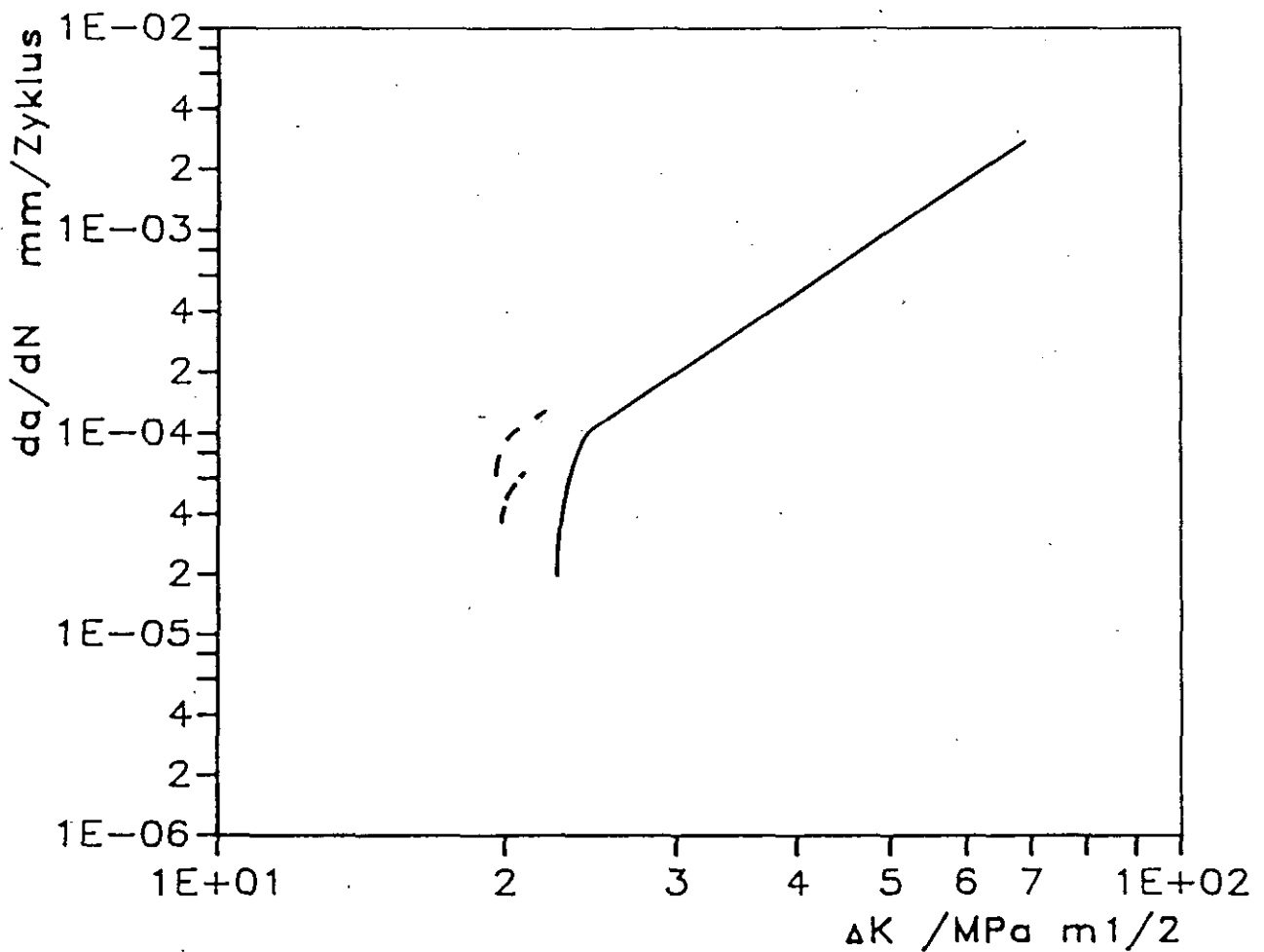


Abb. 8.28: Einfluß der Probenform auf das Ermüdungsrißwachstumsverhalten bei Raumtemperatur (Werkstoff: X10NiCrAlTi 32 20)
(CT 1"-Probe — ; RS0-Rohr ---)

Obwohl es sich bei den Ergebnissen der RSO-Rohre nur um Daten mit einem sehr kleinen Anfangsrißlängenverhältnis und einem geringen Rißfortschritt ($\Delta a = 0,8 \text{ mm}$) handelt, ergibt sich zumindest für den zu betrachtenden Anfangsbereich der da/dN - über ΔK_I -Kurve eine gute Übereinstimmung. Das Ermüdungsrißwachstumsverhalten zeichnet sich bei Raumtemperatur durch einen steilen Verlauf im Bereich I der da/dN -Kurve und einen anschließenden schnellen Übergang in die Paris-Gerade aus. Der Paris-Exponent n kann hier zu $n = 3$ angegeben werden, der Schwellwert ΔK_{I0} liegt zwischen 18 und 20 $\text{MPa m}^{1/2}$.

700 °C

In Abb. 8.29 sind die 700 °C-Mittelwertkurven aller Normprobengeometrien (1"CT, 1/2"CT, 1/2"CCP) gemeinsam aufgetragen. Zusätzlich wurde die da/dN -Kurve eines RSO-Rohres mit Umfangsfehler bei gleicher Temperatur

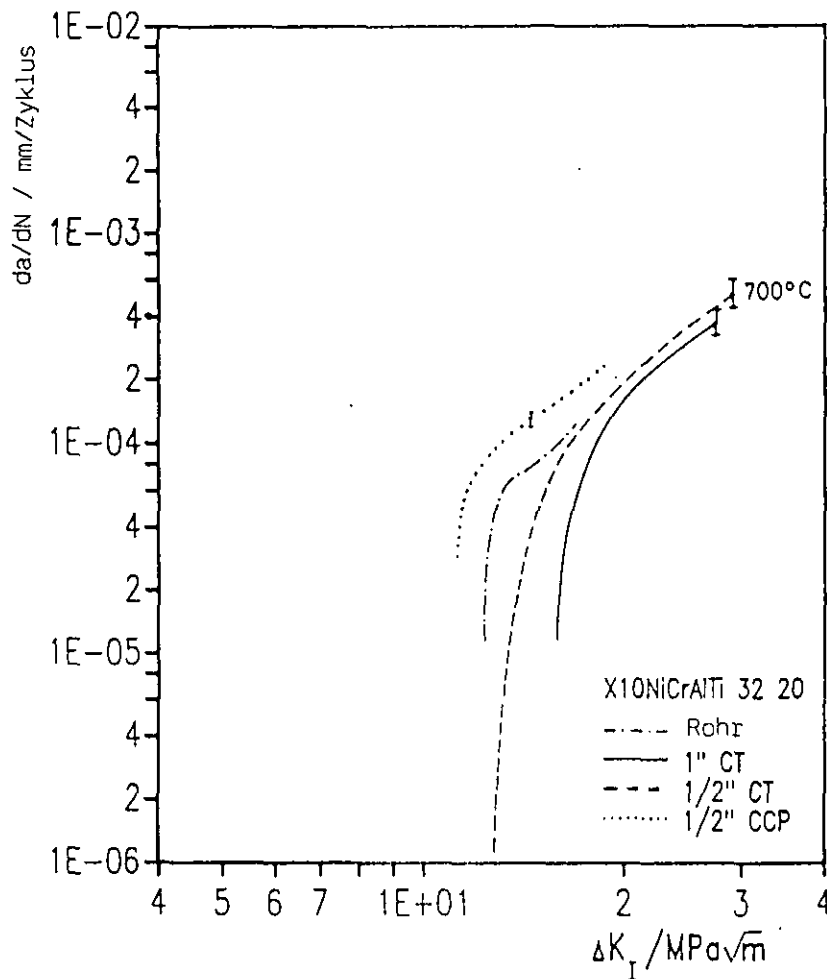


Abb. 8.29: Vergleich des Rißwachstums an verschiedenen Normproben und RSO-Rohren (X10NiCrAlTi 32 20, 700 °C)

eingezeichnet. Im Paris-Bereich ergibt sich eine sehr gute Übereinstimmung für alle Probengeometrien, lediglich die 1/2"CCP-Proben weisen bei gleichem Paris-Exponenten etwas größere Rißwachstumsgeschwindigkeiten auf. Das Streuband für ΔK_{I0} liegt zwischen 12 und 16 MPa m^{1/2}. Diese relativ große Streuung ist vermutlich auf unterschiedliche Anschwingbedingungen zurückzuführen (vergl. Kap. 8.2.2.2).

850 °C:

Eine Gegenüberstellung der Versuchsergebnisse für verschiedene Probengeometrien bei 850 °C zeigt die Abb. 8.30. Bei allen Probengeometrien handelt es sich hier um Mittelwertkurven aus mindestens 3 Versuchen. Der Vergleich der verschiedenen Probenformen fällt ähnlich gut aus wie bei 700 °C.

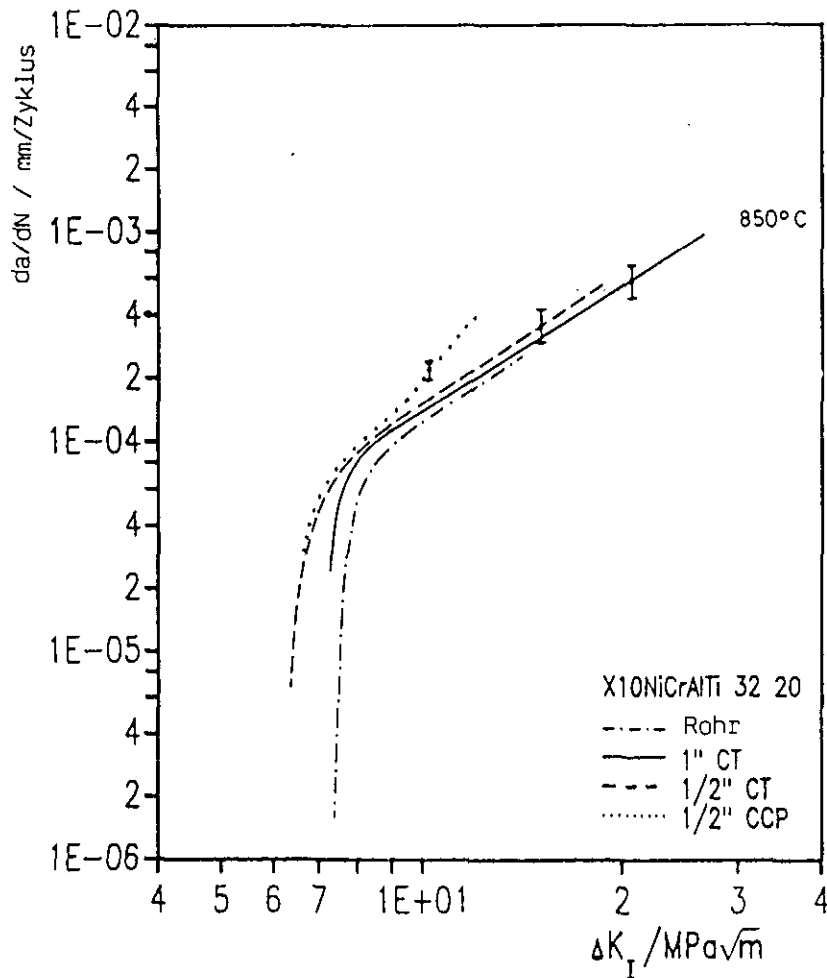


Abb. 8.30: Vergleich des Rißwachstums an verschiedenen Normproben und RSO-Rohren (X10NiCrAlTi 32 20, 850 °C)

Die Ergebnisse der CCP-Proben fallen hier jedoch noch etwas stärker aus dem allgemeinen Streuband, als bei der niedrigeren Temperatur. Eine Erklärung für dieses abweichende Verhalten der CCP-Probe konnte bisher nicht gefunden werden, jedoch scheint sich dieses Verhalten auch in Ergebnissen an CCP-Proben von Hollstein /127/ sowie Clark /133/ wiederzuspiegeln.

Das Streuband für die K_{I0} -Werte liegt bei 850 °C zwischen 6 und 9 MPa m^{1/2}. Die Streuungen bei den hier durchgeführten Versuchen sind dabei etwas geringer als bei 700 °C.

Zusammenfassend läßt sich aus dem Vergleich der Ergebnisse für verschiedene Probengeometrien sagen, daß die ermittelten Kennwerte für Ermüdungsrißwachstum an X10NiCrAlTi 32 20 unabhängig von der Probengröße und Probengeometrie sind. Die entsprechenden Kennwerte für NiCr 22 Co 12 Mo sind unabhängig von der Probengröße. Diese Aussagen sind ein wesentlicher Aspekt für die Übertragbarkeit bruchmechanischer Kennwerte auf Bauteilgeometrien.

8.2.2.2. Kenngrößen der Rißwachstumskurven

Schwellwerte

In der ersten Belastungsperiode wurde durch stufenweise Steigerung der Belastung die Lastschwingbreite ermittelt, bei der mit Hilfe der Potentialmethode gerade noch kein Rißwachstum angezeigt wurde. Für diese Lastschwingbreite und die nach dem Versuch ausgemessene Anfangsrißlänge ist der Schwellwert ΔK_{I0} ermittelt worden.

Die Schwellwerte ΔK_{I0} sind für die beiden untersuchten Werkstoffe in Abhängigkeit der Temperatur und der Probengeometrie in Tab. 8.11 dargestellt. Größere Unterschiede ergeben sich zwischen den Werkstoffen nur bei 700 °C, wo der Schwellwert von X10NiCrAlTi 32 20 deutlich über den Schwellwerten von NiCr 22 Co 12 Mo liegt.

Tabelle 8.11: Schwellwerte K_{I0} für die beiden untersuchten Werkstoffe in Abhängigkeit der Temperatur und der Probengeometrie

Werkstoff	Proben- geometrie	RT	700 °C	800 °C	850 °C	900 °C
		K_{I0} / MPa m				
X10NiCrAlTi 32 20	1/2 " CT	-	12,1-13,6	-	5,4-6,5	-
	1" CT	22,0	13,6-16,6	8,1-8,9	5,9-6,1	4,3*
	1/2" CCP	-	10,0-11,5	-	6,0-7,0	-
	Rohr	18,0	12,3*	-	7,3-7,9	-
NiCr 22 Co 12 Mo	1/2" CT	-	8,0-10,4	-	7,5-8,2	-
	1" CT	-	7,9-9,4	7,1-10,9	6,2-6,9	5,3-7,3

* nur ein Versuch

Bei der Betrachtung der Schwellwerte muß beachtet werden, daß diese sehr stark von den Anschlagbedingungen abhängen können, die die Größe der plastischen Zone beeinflussen. Um die Proben bei Raumtemperatur anzuschwingen, wurden Belastungen aufgebracht, die eine plastische Zone zur Folge haben, die etwa um das ein- bis zweifache größer ist als die bei Temperaturen oberhalb 800 °C (Ausnahme: X10NiCrAlTi 32 20 bei 700 °C). Eine grobe Abschätzung kann durch die Gleichungen (2.3a) und (2.3b) erfolgen.

Aufgrund der Schwellwerte ΔK_{I0} soll auf mögliche Einflußgrößen hingewiesen werden, die im einzelnen aber nicht untersucht werden konnten:

- **Anschwingbedingungen:**
Durch das Anschwingen bei Raumtemperatur bildet sich vor der Rißspitze eine plastische Zone aus. Beim Anfahren der Versuche bei hohen Temperaturen durch stufenweise Erhöhung der Belastung wird nur dann ein gültiger Schwellwert ermittelt, wenn die plastische Zone, die sich entsprechend der Belastungen bei hohen Temperaturen ausbildet, etwa gleich groß oder größer als die plastische Zone durch das Anschwingen ist.
- **Verfestigungseffekte infolge Vorbelastung:**
Durch die stufenweise Erhöhung der Belastung, um an den Schwellwert für Rißwachstum heranzufahren, wurden die Proben bis zum Einsetzen des Rißwachstums mit unterschiedlich vielen Zyklen belastet. Hierbei kann es zu mehr oder weniger starker Verfestigung bzw. Entfestigung vor der Rißspitze kommen, die den Schwellwert beeinflussen.
- **Streuung durch stufenweise Erhöhung der Belastung:**
Die Lastschwingbreiten wurden beim Heranfahren an den Schwellwert um bis zu 10 % je Stufe erhöht. Daher kann auch der Schwellwert innerhalb eines Streubandes um 10 % schwanken.
- **Belastungsvorgeschichte:**
Auch die Vorbelastung wirkt sich auf den Schwellwert aus; dies belegen die Ergebnisse von 1/2" CT-Proben aus NiCr 22 Co 12 Mo. Hier wurden die Versuche nach Erreichen unterschiedlicher zyklischer Spannungsintensitätsfaktoren unterbrochen und anschließend durch stufenweise Erhöhung der Belastung wieder an den Schwellwert herangefahren. In Abb. 8.31 ist die Rißwachstumskurve für die Probe BBM/A7 dargestellt. Die erste Belastungsperiode wurde bei kleinen zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren unterbrochen, so daß davon ausgegangen werden kann, daß die plastische Zone klein geblieben ist. Der Schwellwert der 2. Belastungsperiode unterscheidet sich daher kaum von dem der 1. Belastungsperiode.

Die übereinstimmenden Schwellwerte der Belastungsperiode 2 der Probe BBM/A3 und der Belastungsperiode 3 der Probe BBM/A7, deren vorausgegangene Belastungsperioden exakt bis zu gleichen zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren gefahren worden sind (Abb. 8.31) belegen den Einfluß der vorausgegangenen Belastungsverhältnisse.

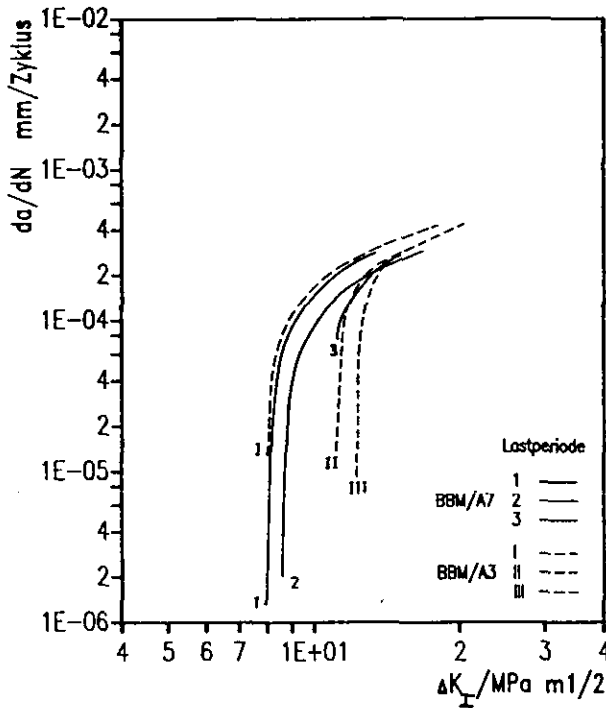


Abb. 8.31:

Rißwachstumskurven der Proben
BBM/A7 und BBM/A3 (1/2"CT-
Probe; $T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$) mit je 3
Belastungsperioden

Bei Versuchen an 1" CT-Proben aus NiCr 22 Co 12 Mo, die durch Entlastung kurz unterbrochen und anschließend mit der gleichen Belastung weitergefahren wurden, zeigte sich kein ausgeprägter Schwellwertbereich. Vielmehr gingen die Belastungsperioden stufenlos ineinander über. Das Phänomen konnte bei X10NiCrAlTi 32 20 nicht nachgewiesen werden, da grundsätzlich mit einer kleineren Last nach Unterbrechung des Versuches weitergefahren wurde, um große Verformungen der Probe zu vermeiden.

Aber auch bei X10NiCrAlTi 32 20 hängt der Schwellwert, der bei der zweiten und dritten Belastungsperiode ermittelt wird, von der Belastung der jeweils vorausgegangenen Belastungsperiode ab (Abb. 8.32). Die erste Belastungsperiode wurde bis zu sehr hohen zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren gefahren. Daraus resultiert in der zweiten Belastungsperiode ein relativ hoher Schwellwert. Die zweite Belastungsperiode wurde sehr frühzeitig wieder abgebrochen, so daß sich bei der dritten Belastungsperiode wieder ein gegenüber der zweiten Belastungsperiode niedrigerer Schwellwert einstellte.

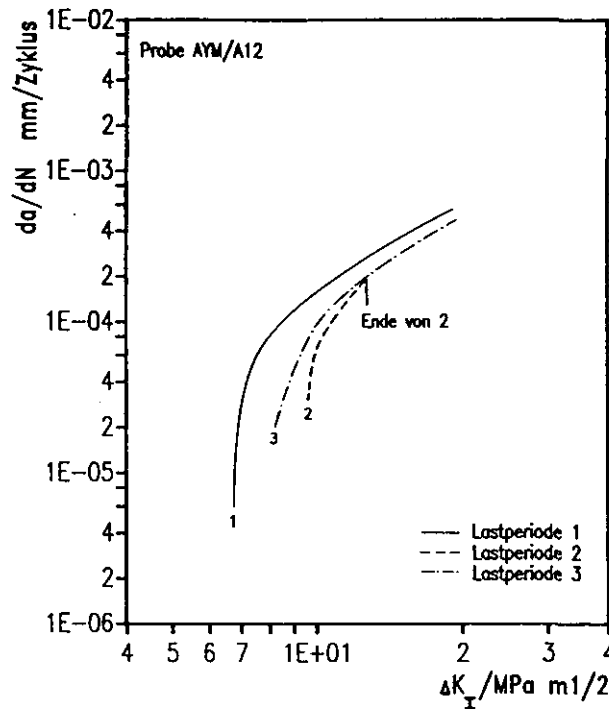


Abb. 8.32: Abhängigkeit des Schwellwertes von der vorausgegangenen Belastungsperiode bei X10NiCrAlTi 32 20

Koeffizienten der Paris-Geraden

Die Koeffizienten der Paris-Geraden wurden graphisch bestimmt. Hierbei wurde das obere Streuband der jeweiligen Rißwachstumskurven zugrundegelegt, um konservative Ergebnisse zu erhalten. Tabelle. 8.12 gibt die an den verschiedenen Proben bestimmten Koeffizienten für die verschiedenen Temperaturen und Werkstoffe wieder.

Für die Proben des Werkstoffs NiCr 22 Co 12 Mo ergibt sich ein mit der Temperatur ansteigender Paris-Exponent m . Die Ergebnisse von X10NiCrAlTi 32 20 zeigen bei einer Temperatur von 700 °C einen sehr hohen Exponent m . Allerdings darf der Exponent m nicht unabhängig von der Paris-Konstanten C betrachtet werden, die die Lage der Paris-Geraden mit der Steigung m im da/dN K_I -Diagramm festlegt.

Tabelle 8.12: Koeffizienten der Paris-Gleichungen für die Ergebnisse zum Ermüdungsrißwachstum ($R = 0,05$; $f = 5$ Hz)

Werkstoff	Proben- geometrie	700 °C		800 °C		850 °C		900 °C	
		C	m	C	m	C	m	C	m
X10NiCrAlTi 32 20	1/2" CT	5,8 E-8	2,8	-	-	1,1 E-6	2,2	-	-
	1" CT	4,9 E-8	2,8	2,8 E-7	2,4	1,1 E-6	2,2	2,4 E-7	3
	Rohr	4,9 E-8	2,8	-	-	1,35E-6	2,0	-	-
	1/2" CCP	1,7 E-7	2,6	-	-	1,5 E-6	3,1	-	-
NiCr 22 Co 12 Mo	1/2" CT	5,1 E-6	1,2	-	-	4,5 E-6	1,6	-	-
	1" CT	5,1 E-6	1,2	3,9 E-6	1,6	2,3 E-6	1,8	5,4 E-7	2,4

8.2.3 Einsatzbeanspruchte RS0-Rohre

Um Aussagen über die zeitabhängige Änderung bruchmechanischer Materialkennwerte zu erhalten, wurde bei 850 °C ein Ermüdungsrißwachstumsversuch an einem einsatzbeanspruchten RS0-Rohr mit Umfangsfehler durchgeführt. Das Rohr war ca. 7800 Stunden bei ungefähr 800 °C in Betrieb gewesen. Es hatte während dieser Zeit etwa 20 An- und Abfahrvorgänge mitgemacht.

Als Anschlagbedingung wurde bei Raumtemperatur ein ΔK_I -Wert von $6,5 \text{ MPa m}^{1/2}$ eingestellt. Bei dieser Belastung wurde mit der Potentialmethode von Anfang an Rißausbreitung detektiert. Da der ΔK_I -Wert offensichtlich über den gesamten Rohrumfang oberhalb von ΔK_{I0} bei Raumtemperatur gelegen hatte, ergab sich beim Anschwingen ein sehr gleichmäßiges Rißwachstum (vergl. Abb. 8.33).

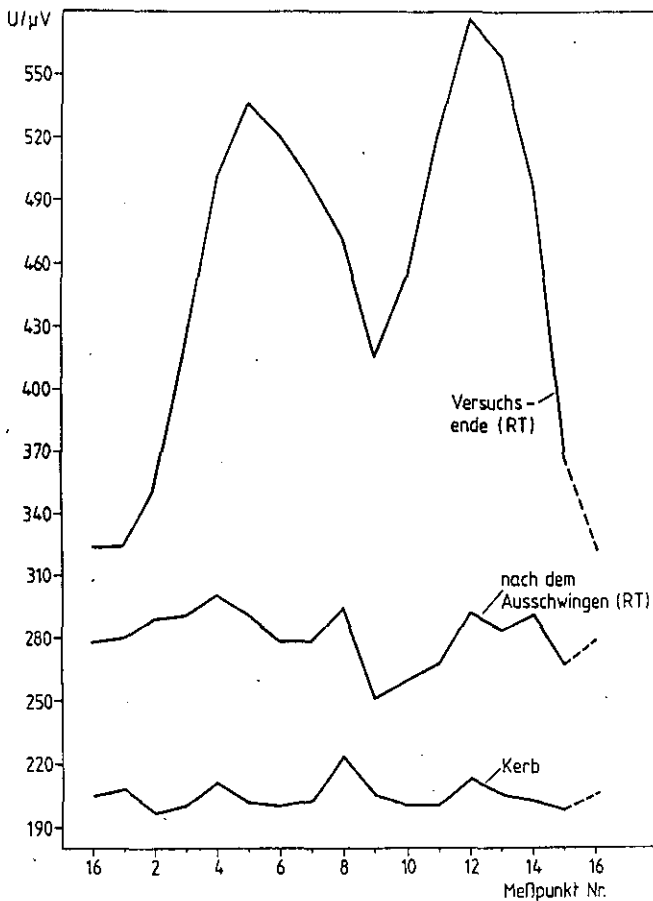


Abb. 8.33:

Potentialverlauf am Rohr BCD/EN2 während des Anschwingens und zu Versuchsende (Raumtemperatur)

Die Belastungsbedingungen für den Höchsttemperatur-Versuch sind in Tabelle 8.10 zusammengestellt. Abb. 8.34 zeigt Momentaufnahmen des Rißfrontverlaufes zu Versuchsbeginn, nach 4505 Zyklen, 8940 Zyklen und zu Versuchsende (15.400 Zyklen). In Abb. 8.35 ist der Potentialverlauf an vier Meßstellen wiedergegeben. Die Positionen entsprechen den Meßpunkten 4, 8, 12 und 16 in Abb. 8.34, sie sind jeweils um 90° gegeneinander am Umfang versetzt. Abb. 8.34 und Abb. 8.35 lassen erkennen, daß die Ermüdungsausbreitung schon von Anfang an auftritt, d. h. bei der ersten Belastung war bereits ΔK_{I0} überschritten. Die Bereiche mit dem größten Rißzuwachs sind um ca. $180^\circ C$ gegeneinander versetzt. Diese Tatsache bestätigt, daß der Rißfortschritt nicht auf überlagerte Biegemomente zurückzuführen ist, wie ursprünglich vermutet wurde (vergl. Kap. 6.2.4).

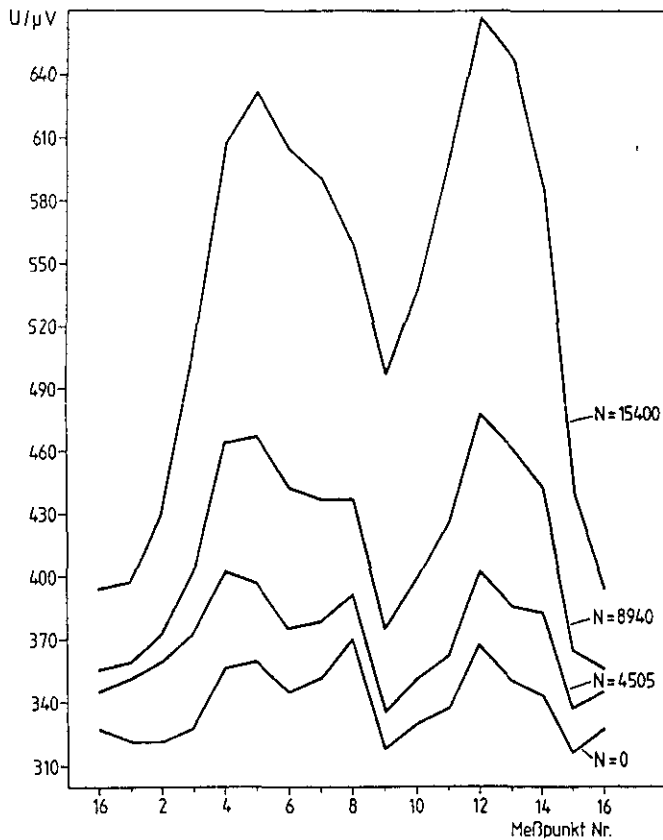


Abb. 8.34:

Potentialverlauf am Rohr
BCD/EN2 während des Ermü-
dungsrißwachstumsversuchs
($T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Wegen des relativ gleichmäßigen Rißfortschritts bei diesem Versuch war es möglich, nicht, wie in den vorausgegangenen Versuchen (Kapitel 8.2.1), nur den Ort des maximalen Rißfortschritts auszuwerten, sondern eine Auswertung für alle 16 Meßpunkte vorzunehmen. Abb. 8.36 zeigt die Rißwachstumsrate da/dN als Funktion des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_I für alle 16 Meßpunkte um den Umfang des Rohres. Dabei weisen die verschiedenen da/dN -Kurven nur eine geringe Streuung auf.

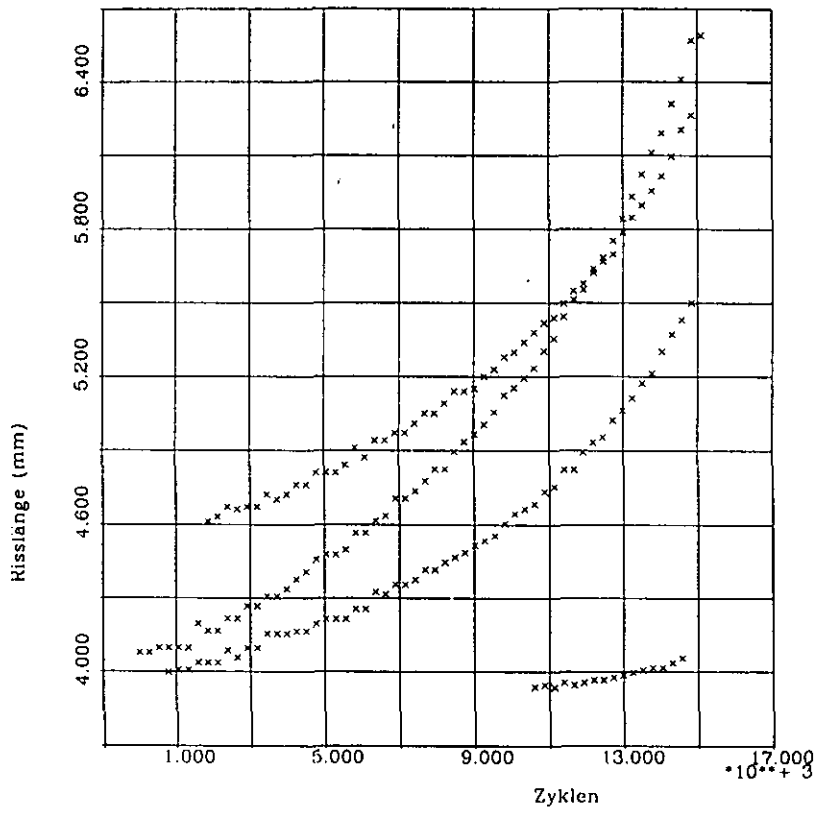


Abb. 8.35: Verlauf des Potentials an 4 jeweils um 90° am Umfang versetzten Meßpunkten

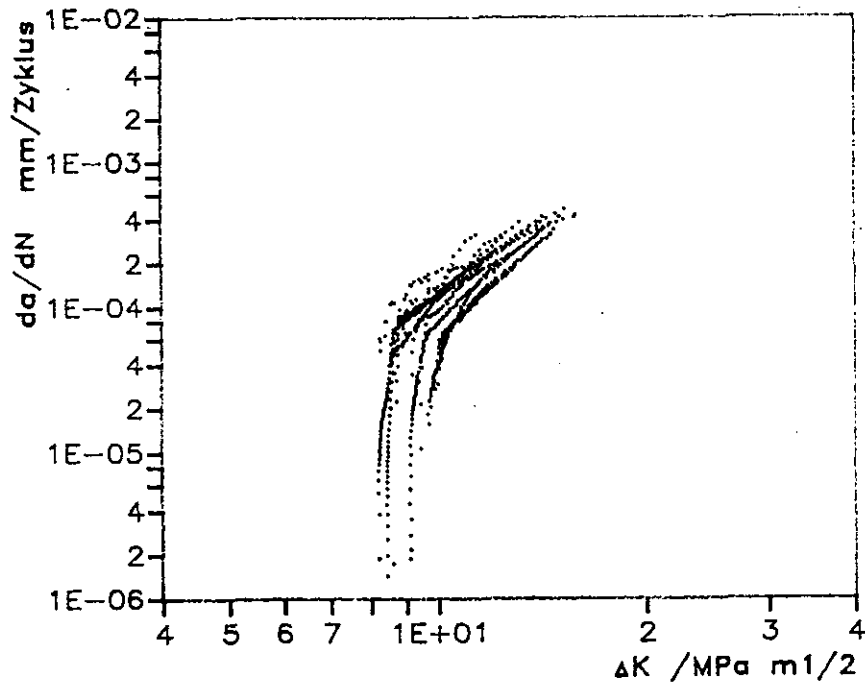


Abb. 8.36: Rißwachstumsraten als Funktion von ΔK_I an 16 Meßpunkten über den Umfang des Rohres

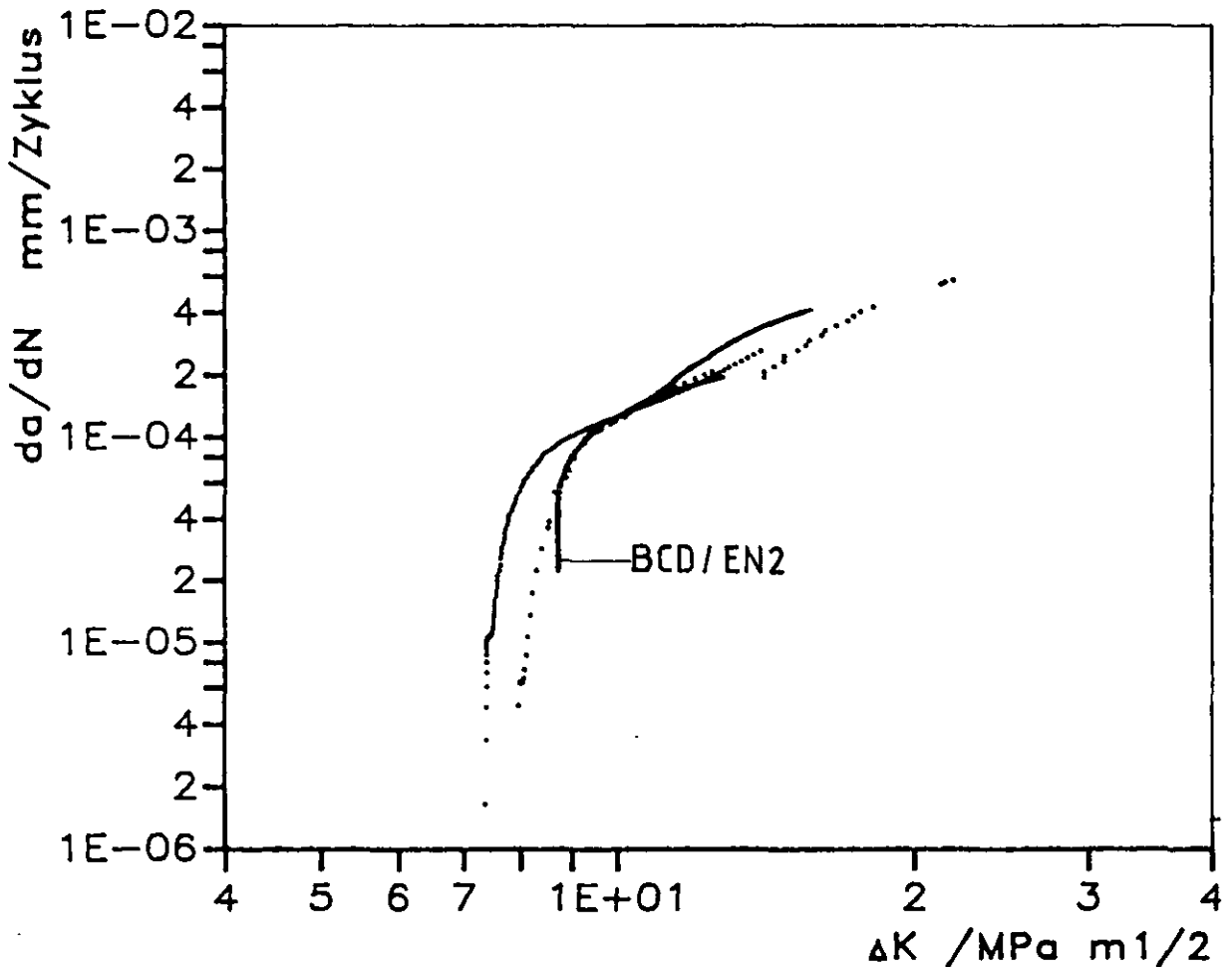


Abb. 8.37: Vergleich der Rißwachstumsraten des einsatzbeanspruchten RSO-Rohres BCD/EN2 mit 3 jungfräulichen RSO-Rohren (Auswertung für Meßpunkte mit größtem Rißfortschritt)

Zum Vergleich der Ermüdungsrißausbreitung in betriebsbeanspruchten und jungfräulichen RSO-Rohren wurden in Abb. 8.37 die da/dN vs. ΔK_I -Kurven für die drei jungfräulichen RSO-Rohre (vergl. Abb. 8.27) und für das betriebsbeanspruchte Rohr BCD/EN2 gegenübergestellt. Für den Vergleich wurde jeweils die Auswertung am Potentialpunkt mit dem maximalen Rißfortschritt herangezogen. Die Kurve des betriebsbeanspruchten Materials fügt sich dabei sehr gut in das Streuband der jungfräulichen Rohre ein.

Die Ergebnisse zeigen, daß die Auslagerung von fast 8000 Stunden bei 800 °C keine Änderung des Ermüdungsrißwachstumsverhaltens bewirkt hat. Auch die relativ ungleichmäßige Kornstruktur (vergl. Kapitel 3.1, Abb. 3.6) hatte offensichtlich keinen Einfluß auf die Rißwachstumsparameter.

8.2.4 Fraktographische Untersuchungen

In Abb. 8.38 sind zwei repräsentative Bruchflächen von 1" CT-Proben für die beiden Werkstoffe wiedergegeben. Deutlich erkennbar sind die Bruchflächenmarkierungen bei NiCr 22 Co 12 Mo, die aus Unterbrechungen und erneutem Anfahren der Versuche herrühren.

Querschliffe der bei 700 und 850 °C eingesetzten 1" CT-Proben zeigen bei beiden Werkstoffen ausschließlich eine transkristalline Bruchmorphologie.

Bei hohen Spannungsintensitätsfaktoren sind für X10NiCrAlTi 32 20 (Probe AYM/A50) bei der Temperatur 700 °C Nebenrisse zu erkennen, die vom Hauptriß in das Gefüge wachsen. Es handelt sich hierbei um Risse einer früheren Rißgabelung, die sich aber gegenüber dem Hauptriß nicht durchsetzen konnten. Durch Bildung von Nebenrissen und Rißverzweigungen werden die lokalen Spannungen teilweise abgebaut.

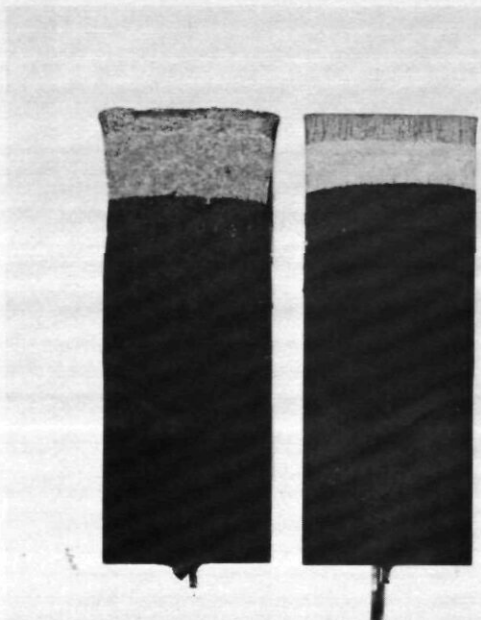


Abb. 8.38:

Repräsentative Bruchflächen
von 1"CT-Proben (T = 850 °C)

X10NiCrAlTi 32 20
(AYM/A36)

NiCr 22 Co 12 Mo
(BBM/A42)

Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen ließen wegen starker Oxidschichten auf der Bruchfläche, die auch durch chemische Behandlung mit Zitronensäure nur schwer zu beseitigen waren, keine weiteren Unterscheidungen in verschiedene Bruchmechanismen zu.

Abb. 8.38 repräsentiert die typische Bruchfläche einer CT-Probe aus X10NiCrAlTi 32 20. Die sehr grobe Bruchflächenstruktur, besonders ausgeprägt am Ende des Versuches, unterscheidet sich deutlich von der Bruchflächenstruktur des NiCr 22 Co 12 Mo.

Es sei daran erinnert, daß die Rißwachstumskurven für X10NiCrAlTi 32 20 sowohl bei 700 °C als auch bei 850 °C für höhere zyklische Spannungsintensitätsfaktoren keinen tertiären Rißwachstumsbereich aufwiesen. Aus den Seitenansichten zweier Proben (Abb. 8.39, 8.40) wird deutlich, daß sich der Riß nicht geradlinig fortsetzt, sondern teilweise abknickt. Schliffe quer zur Rißspitze (Abb. 8.41, 8.42) deuten nicht nur eine Änderung in der Rißfortschrittsrichtung, sondern auch eine Rißverzweigung an.

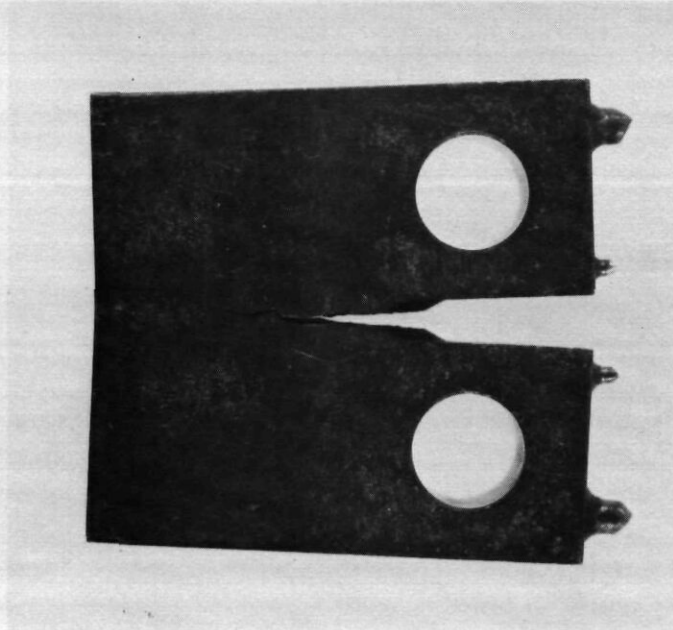


Abb. 8.39: Seitenansicht der 1/2" CT-Probe AYM/A11 (X10NiCrAlTi 32 20, T = 700 °C)

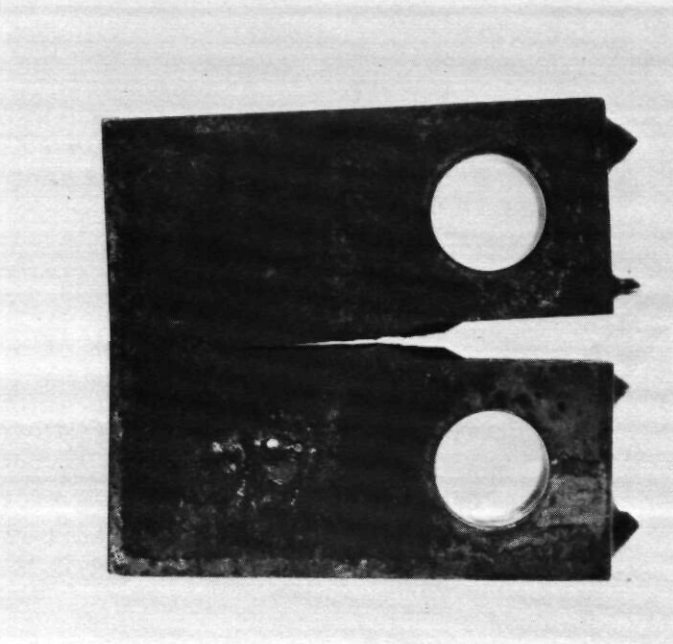


Abb. 8.40: Seitenansicht der 1/2" CT-Probe AYM/A14 (X10NiCrAlTi 32 20, T = 850 °C)

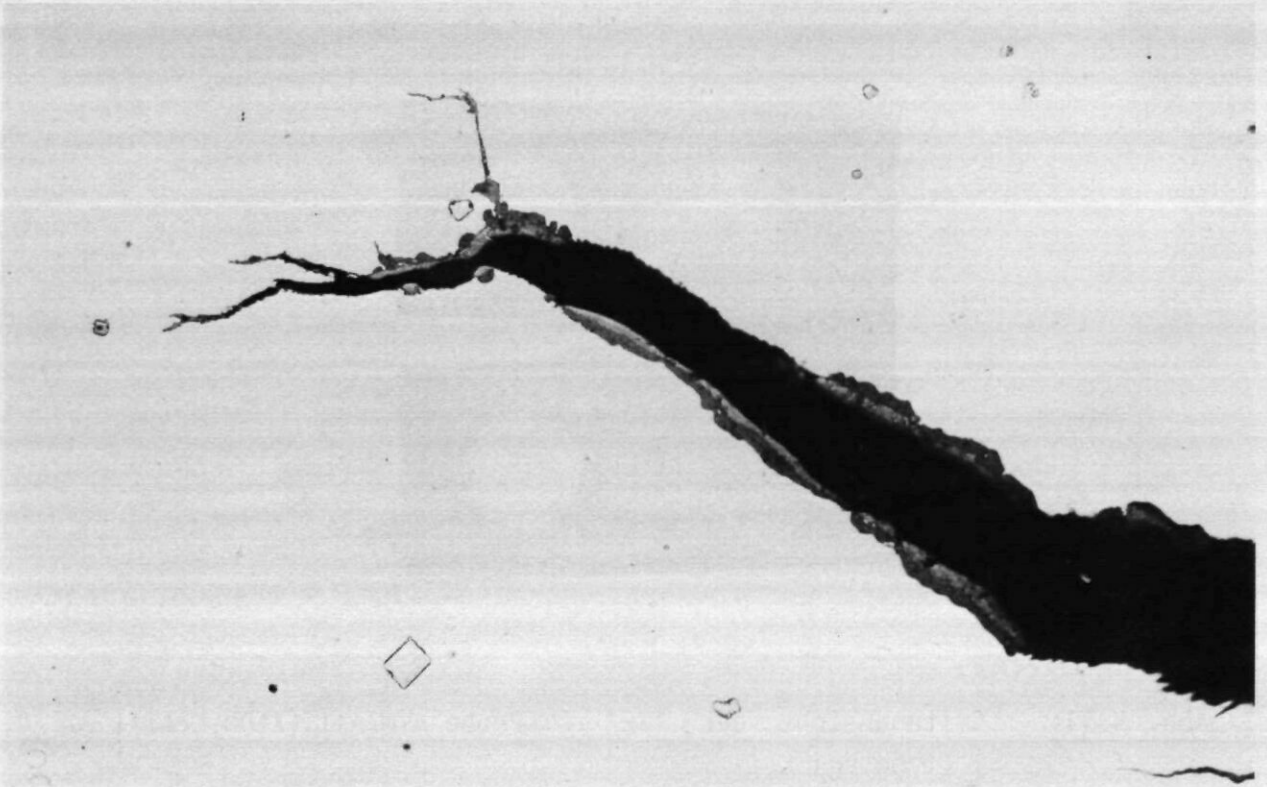


Abb. 8.41: Querschliff vom Rißspitzenbereich der Probe AYM/A11
(X10NiCrAlTi 32 20, T = 700 °C)

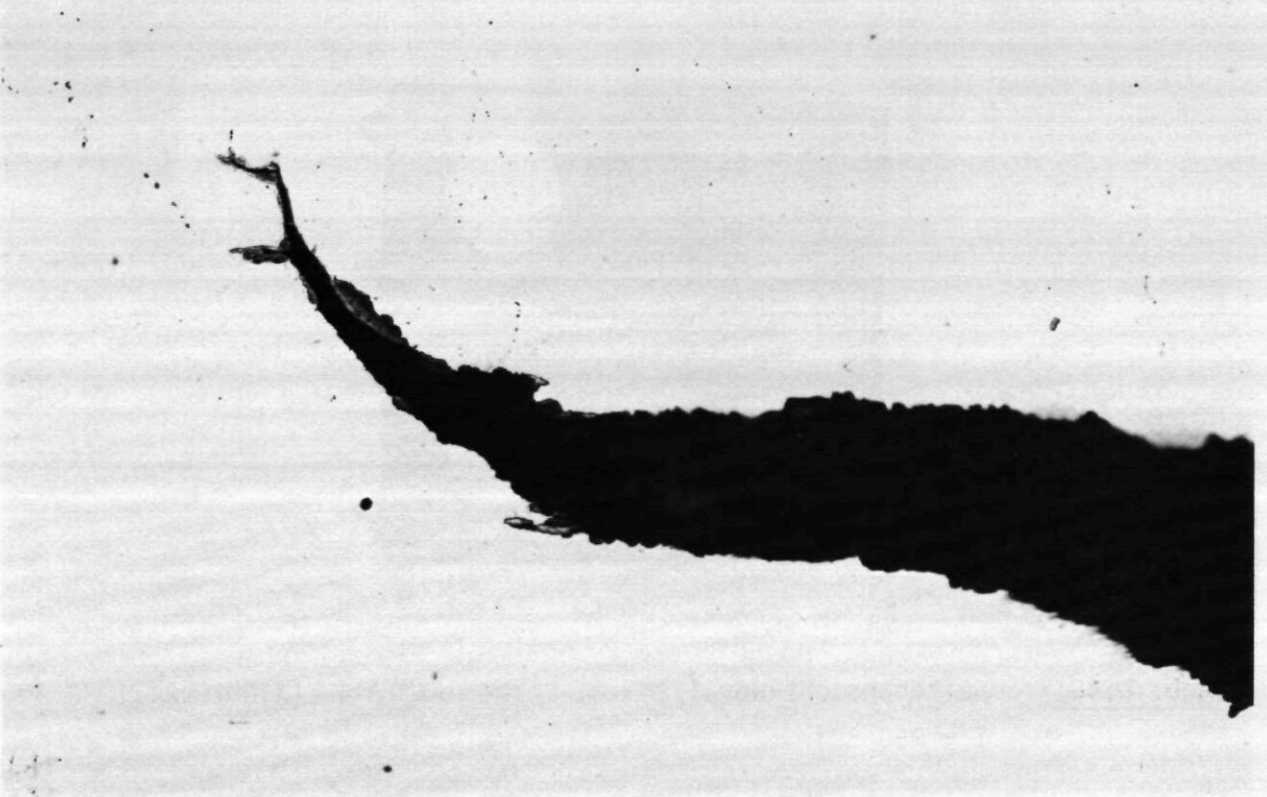


Abb. 8.42: Querschliff vom Rißspitzenbereich der Probe AYM/A14
(X10NiCrAlTi 32 20, T = 850 °C)

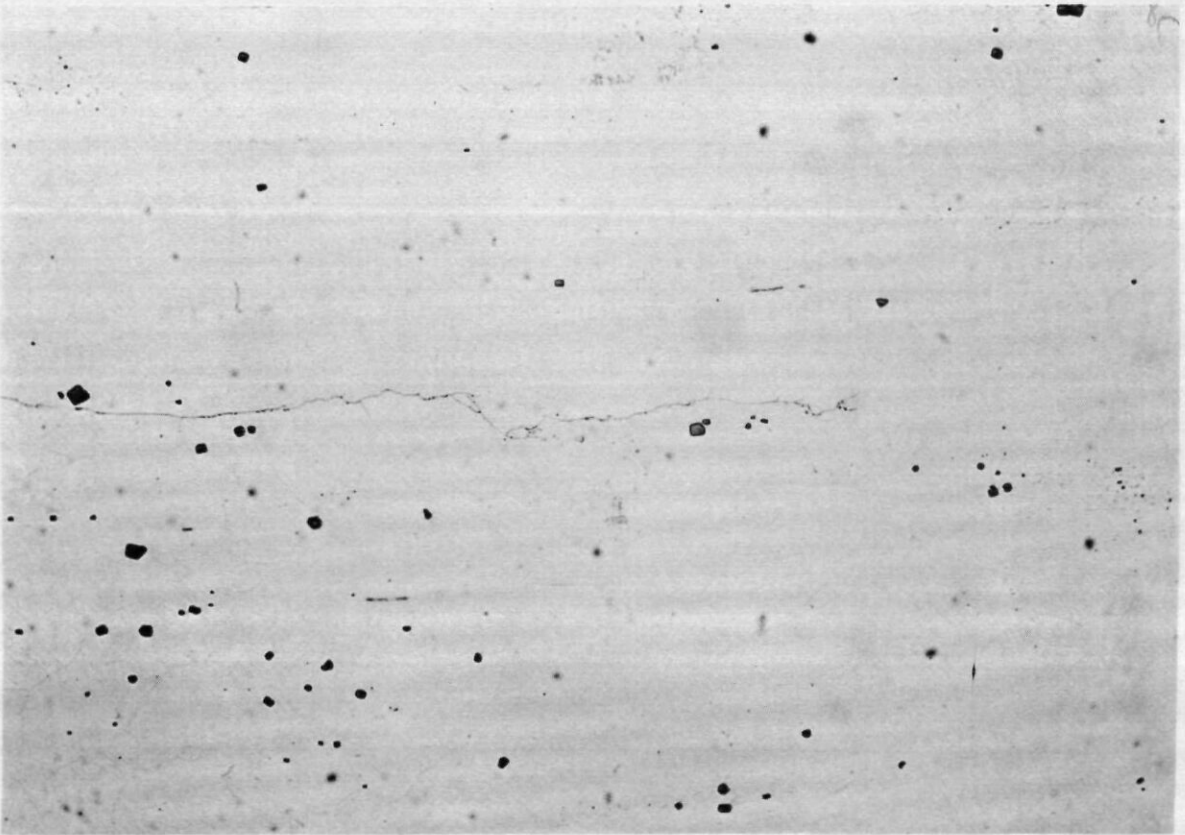


Abb. 8.43: Querschliff vom Riß der Probe BBM/A12 (NiCr 22 Co 12 Mo, T = 700 °C)

Die Rißwachstumskurve der Probe BBM/A12 (NiCr 22 Co 12 Mo, T = 700 °C) zeigt eine sehr flache Steigung im Paris-Bereich. Obwohl die Versuche an Luft gefahren wurden, war die Bruchfläche kaum oxidiert. Ein Querschliff der Probe (Abb. 8.43) weist nur sehr geringe Öffnung der Rißufer auf. Der Riß ist haarfein und zeigt am Ende, ähnlich wie bei X10NiCrAlTi 32 20, eine Rißverzweigung.

9. Zusammenfassung

Potentialsondenverfahren

Das Potentialsondenverfahren kann bei hohen Temperaturen zur genauen Rißlängenmessung in bauteilähnlichen Proben eingesetzt werden. Die elektronische Auflösung beträgt ca. 0,03 mm, die physikalisch sinnvolle Auflösung 0,1 mm.

Kriechrißwachstum

- Aufgrund der vorliegenden Ergebnisse von drei Versuchen mit CT-Proben (X10NiCrAlTi 32 20: $T = 800, 850\text{ }^{\circ}\text{C}$; NiCr 22 Co 12 Mo, $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$) kann davon ausgegangen werden, daß eine begrenzte Anwendbarkeit des Spannungsintensitätskonzepts bei kleinen Belastungen und kurzen Versuchszeiten möglich ist.
- Bei der Beschreibung des Kriechrißwachstums in CT-Proben mit dem Energieratenintegral C^* zeigt sich eine Temperatur- und eine Werkstoffabhängigkeit. Die Rißwachstumsgeschwindigkeiten für X10NiCrAlTi 32 20 sind für $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ um einen Faktor 1,5 bis 2 höher als für $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ bei gleichen C^* -Werten. Das Rißwachstum in NiCr 22 Co 12 Mo ist um einen Faktor 3 niedriger gegenüber dem von X10NiCrAlTi 32 20 bei $800\text{ }^{\circ}\text{C}$.
- Nach Riedel und Rice /68/ trennt die charakteristische Zeit t_1 den Bereich K_I -kontrollierten Rißwachstums (Kurzzeitbereich) vom Bereich C^* -kontrollierten Rißwachstums (Langzeitbereich). Danach befindet man sich, bei den hier vorliegenden Versuchsbedingungen für X10NiCrAlTi 32 20, deutlich im Langzeitbereich und für NiCr 22 Co 12 Mo zwischen beiden Bereichen. Für längere Versuchszeiten sollte daher für beide Werkstoffe das C^* -Konzept das geeignetere Konzept zur Beschreibung des Kriechrißwachstums sein.

- Die Beschreibung des Kriechrißwachstums in RSO-Rohren mit dem Parameter K_I scheint unter den gegebenen Versuchsbedingungen nicht möglich. Die Ergebnisse der C^* -Auswertung hängen stark von der verwendeten Bestimmungsgleichung für C^* ab. Während die Berechnung aus den unmittelbaren Meßgrößen (Rißlänge, Aufweitungsgeschwindigkeit - vergl. Gl. (7.2a)) relativ gute Übereinstimmung zwischen Normproben- und Rohrprobenergebnissen zeigt, weichen die aus den Kriechparametern abgeleiteten C^* -Werte (Gl. (7.2c)) stark ab.
- Für einen Kriechrißwachstumsversuch an einem betriebsbeanspruchten RSO-Rohr gelten die gleichen Aussagen wie für die Versuche an jungfräulichem Material.

Ermüdungsrißwachstum:

- Das Rißwachstum unter zyklischer Belastung bei Temperaturen oberhalb 700 °C ist mit dem zyklischen Spannungsintensitätskonzept beschreibbar. Für den Werkstoff NiCr 22 Co 12 Mo erhält man bei doppelt-logarithmischer Auftragung der zyklischen Rißwachstumsgeschwindigkeit da/dN über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK_I , den von niedrigen und mittleren Temperaturen her bekannten sigmoidalen Verlauf.

Für den Werkstoff X10NiCrAlTi 32 20 ergibt sich selbst bei hohen Belastungen kein eindeutiger tertiärer Rißwachstumsbereich.

- In beiden Werkstoffen zeigte sich eine mit der Temperatur steigende Rißwachstumsgeschwindigkeit.
- Im Werkstoff X10NiCrAlTi 32 20 kam es bei hohen Anfangsbelastungen $\Delta K > 20 \text{ M}\sqrt{\text{Pa m}}^{1/2}$ ($T = 850 \text{ °C}$) zu Rißverzweigungen und Abstumpfung an der Rißspitze; daher ist hier eine Beschreibung des Rißwachstums mit dem zyklischen Spannungsintensitätskonzept nicht mehr möglich.
- Querschliffe zeigten für beide Werkstoffe einen transkristallinen Bruchmodus.

- Eine Abhängigkeit des Ermüdungsrißwachstums von der Probengröße (1/2" CT und 1" CT) wurde für die Werkstoffe X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo bei 700 und 850 °C nicht festgestellt. Lediglich der Schwellwert ΔK_{I0} für den Werkstoff X10NiCrAlTi 32 20 zeigte bei 700 °C, abhängig von der Probengröße, kleine Unterschiede (1" CT: $\Delta K_{I0} = 15 \text{ MPa m}^{1/2}$; 1/2" CT: $\Delta K_{I0} = 12-13 \text{ MPa m}^{1/2}$).
- Die für den Werkstoff X10NiCrAlTi 32 20 an 1/2"CCP-Proben und dickwandigen Rohren ermittelten Rißwachstumskurven bei den Temperaturen 700 und 850 °C liegen im Streuband der an CT-Proben ermittelten Rißwachstumskurven. Aus diesen Ergebnissen kann geschlossen werden, daß die an CT-Proben ermittelte Rißwachstumscharakteristik auf dickwandige Rohre mit Umfangskerb übertragen werden kann.
- Ein Ermüdungsrißwachstumsversuch an einem betriebsbeanspruchten RS0-Rohr fügt sich sehr gut in das Streuband der jungfräulichen RS0-Rohre ein.

LITERATURVERZEICHNIS

- /1/ Erarbeitung von Grundlagen zu einem Regelwerk über die Auslegung von HTR-Komponenten für Anwendungstemperaturen oberhalb 800 °C; Abschlußbericht zum Sonderforschungsvorhaben SR 191 des BMI KFA-Bericht Jül-Spez 248, März 1984
- /2/ H. Riedel, J. R. Rice
Tensile Cracks in Creeping Solids
ASTM STP 700, S. 112 - 130 (1980)
- /3/ T. Kaiser, F. Baumanns, P. J. Ennis, H. Schuster:
Prüffelder für Zeitstanduntersuchungen für die Entwicklung des Hochtemperaturreaktors
Vortrag auf der DVM-Tagung "Werkstoffprüfung", Bad Nauheim, 06.-07.12.1984
- /4/ M. Rödig, H.-J. Penkalla, K. Franzke, F. Schubert, H. Nickel:
Untersuchungen an Rohrproben aus INCOLOY 800 H bei einachsiger und mehrachsiger Beanspruchung
KFA-Bericht Jül-1979, Febr. 1975
- /5/ J. Ewald, K.-H. Keienburg, K. Kußmaul
Hinweise auf Mechanismen und Einflußgrößen zur Beurteilung des Bauteilverhaltens im Kriechbereich anhand von Kleinproben
VDI-Berichte Nr. 354, S. 39 - 57 (1979)
- /6/ KTA-Regel 3201, Teil 2, Kap. Auslegung, Konstruktion und Berechnung (Sept. 1980)
- /7/ R. Kwasny, M. Rödig, F. Schubert, H. Nickel:
Bruchmechanische Untersuchungen an hochwarmfesten Legierungen im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 900 °C
Jül.-Bericht, April 1987
- /8/ H. Blumenauer, G. Pusch
Technische Bruchmechanik
VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, (1982)
- /9/ N. Sneddon
The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid
Proc. Roy. Soc., Series A, Vol. 187, S. 229, (1946)
- /10/ H. Tada, P.C. Paris, G.R. Irwin
The Stress Analysis of Cracks, Handbook
Del. Research, Hellertown, Pa. 1973
- /11/ G.R. Irwin
Structural Aspects of Brittle Fracture
Appl. Mat. Res. (1964) S. 65

- /12/ D. Broek
Elementary Engineering Fracture Mechanics
Martinus Nijhoff Publishers (1982)
- /13/ A.U. De Koning
Results of Calculations with TRIM 6 and TRIAX 6 Elastic-Plastic
Elements
Nat. Aerospace Inst. Amsterdam, Rept. MP 73010 (1973)
- /14/ G.R. Irwin
Plastic Zone near a Crack and Fracture Toughness
Proc. 7th Sagamore Conf. (1960), IV-63
- /15/ K.-H., Schwalbe
Bruchmechanik metallischer Werkstoffe
Carl Hanser Verlag München, Wien, 1980
- /16/ G.P. Cherepanov
Crack Propagation in Continuous Media
J. Appl. Math. Mech. 31, S. 503-512 (1967)
- /17/ J.R. Rice
A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain
Concentration by Notches and Cracks
J. Appl. Mech., Vol. 35, S. 379-386, (1968)
- /18/ H.P. Keller
Dissertation RWTH Aachen (1979)
- /19/ T. Müller
Dissertation TH Darmstadt (1980)
- /20/ Annual Book of ASTM Standards (1985)
Standard Test Method for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness
ASTM-Designation E 813-81
- /21/ J.G. Blauel, I. Hollstein
Zur experimentellen Ermittlung des Versagensbeginns bei elasto-
plastischem Werkstoffverhalten
in: Fortschr.-Ber. VDI-Z. Reihe 18, Nr. 10 (1981)
- /22/ J.G. Blauel
Konzepte und Möglichkeiten der Fließbruchmechanik zur Bewertung der
Bruchsicherheit
6. MPA-Seminar "Bruchkonzepte und zerstörungsfreie Prüfverfahren",
9./10. Okt., Stuttgart (1980)
- /23/ D. Munz
Leck-vor-Bruch-Verhalten druckbeaufschlagter Komponenten
Fortschritt-Berichte der VDI-Zeitschriften, Reihe 18, Bruchvorgänge
und Schadensanalyse, Nr. 14 (1984)

- /24/ J.A. Begley, J.D. Landes
The J Integral as a Fracture Criterion
ASTM STP 514 S. 1-20 (1972)
- /25/ J.G. Merkle, H.T. Corten
A J-Integral Analysis for the Compact Specimen Considering Axial
Forces as well as Bending Effects
ASME Paper 74, PVP-33 (1974)
- /26/ H.A. Ernst, P.C. Paris
Techniques of Analysis of Load-Displacement Records by J-Integral
Methods
U.S. Nuclear Regulatory Commission Report, NUREG/CR-122, (Jan. 1980)
- /27/ J.D. Landes, J.A. Begley
Test Results from J-Integral Studies
An Attempt of Establish a J_{IC} -Testing Procedure
ASTM STP 560, S. 170-186 (1974)
- /28/ J.H. Underwood
 J_{IC} Test Results from two Steels
ASTM STP 601, 312-329 (1976)
- /29/ W.A. Logsdon, J.A. Begley
Upper Shelf Temperature Dependence of Fracture Toughness for Four
Low to Intermediate Strength Ferritic Steels
Engineering Fracture Mechanics 9, S. 461-470 (1977)
- /30/ G.A. Clarke, W.R. Andrews, J.A. Begley, J.K. Donald, G.T. Embley,
J.D. Landes, D.E. McCabe, J.H. Underwood
A Procedure for the Determination of Ductile Fracture Toughness
Values Using J-Integral Techniques
J. of Testing and Evaluation, Vol. 7, No. 1, S. 49-56 (1979)
- /31/ M.I. de Vries, B. Schapp
Experimental Observations of Ductile Crack Growth in Type 304
Stainless Steel
ASTM STP 856, S. 183-195 (1985)
- /32/ H. Kobayashi, H. Nakamura, H. Nakazawa
Comparison of J_{IC} Test Methods Recommended by ASTM and JSME
ASTM STP 856, S. 3-22 (1985)
- /33/ H. Kobayashi, H. Nakamura, H. Nakazawa
Evaluation of Blunting Line and Elastic-Plastic Fracture Toughness
ASTM STP 803, S. II/420-II/438 (1983)
- /34/ J.G. Blauel, T. Hollstein
On the Determination of Material Fracture Parameters in Yielding
Fracture Mechanics
2nd European Colloquium on Fracture, Darmstadt (1978)
ed: VDI-Fortschrittsberichte, Reihe 18

- /35/ O. Kolednik, H.P. Stüwe
Ein Vorschlag für die Gleichung der Blunting Line zur Bestimmung von J_0
18. Sitzung des DVM Arbeitskreises "Bruchvorgänge", Aachen, 18./19. Febr. 1986
- /36/ F.J. Loss, B.H. Menke, R.A. Gray, J.R. Hawthorne
J-R-Curve Characterization of Irradiated Nuclear Pressure Vessel Steels
CSNI Specialist Meeting on Plastic Tearing Instability, St. Louis/USA, 25./27. Sept. 1979, NUREG Rep. CP-0010
- /37/ E. Roos, U. Eisele, H. Silcher, H. Beyer
Experimental Determination of Ductile Fracture Mechanics Parameters on Large Scale Specimens
in: Transaction of the 8th Intern. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology, Brüssel/Belgien, 19./23. Aug. 1985
- /38/ J.G. Blauel
Werkstoffcharakterisierung im Zähbruchbereich
in: Veranstaltungsunterlagen zur Tagung "Anwendung der Bruchmechanik", Haus der Technik, Essen, 27. Febr. 1985
- /39/ E. Janoschek, H.P. Keller
Ermittlung der Rißzähigkeit des Vergütungsstahl 34 CrMo 4 mit Potentialmethode, Schallemissionsanalyse und Wiederanschwingverfahren
Materialprüfung 28, Nr. 4, S. 95-100 (1986)
- /40/ P. Stratmann, K.H. Bowe
Über die Anwendung des Gleichstrom-Potentialsondenverfahrens in der Bruchmechanik
Materialprüf. 18, Nr. 19, S. 339-341 (1976)
- /41/ K. Krompholz, G. Ullrich
Determination of J-Integral R-Curves for the Pressure Vessel Material A 533 B 1 Using the Potential-Drop Technique and the Multispecimen Method
Engineering Fracture Mechanics, Vol. 23, No. 5, S. 803-820 (1986)
- /42/ Th. Hollstein, J.G. Blauel, B. Voss
On the Determination of Elastic-Plastic Fracture Material Parameters: A Comparison of Different Test Methods
ASTM STP 856, S. 104-116 (1984)
- /43/ K. Krompholz, E.D. Grosser, K. Ewert
Determination of J-Integral R-Curves for Hastelloy X and Inconel 617 up to 1223 K Using the Potential Drop Technique
Z. Werkstofftechn. 13, S. 236-244 (1982)
- /44/ Ad. Bakker
A DC Potential Drop Procedure for Crack Initiation and R-Curve Measurements During Ductile Fracture Tests
in: ASTM STP 856, S. 394-410 (1985)

- /45/ K.H. Schwalbe, D. Hellmann, D. Heerens, J. Knaack, J. Müller-Roos
Measurement of Stable Crack Growth Including Detection of Initiation
of Growth Using the DC Potential Drop and the Partial Unloading
Methods
ASTM STP 856, S. 338-362 (1985)
- /46/ B.L. Freeman, G.J. Neate
The Measurement of Crack Length during Fracture at Elevated
Temperatures Using the d. c. Potential Drop Technique
in: The Measurement of Crack Length and Shape during Fracture and
Fatigue, ed. C.J. Beevers, EMAS Verlag (1980)
- /47/ Th. Hollstein, B. Voss
Hochtemperatur-Rißwiderstand und Kriechrißwachstum - Untersuchungen
mit dem Gleichstrompotential- und den Teilentlastungsverfahren
Vorträge der 15. Sitzung des Arbeitskreises "Bruchvorgänge" TH
Darmstadt, 22./23. Febr. 1983
- /48/ V. Bachmann, H.P. Keller, D. Munz
Messung der stabilen Rißverlängerung mit der Elektropotentialmethode
Arch. Eisenhüttenwesen 55, S. 33-40 (1984)
- /49/ Fachkreis "Regelwerk"
Erarbeitung von Grundlagen zu einem Regelwerk über die Auslegung von
HTR-Komponenten für Anwendungstemperaturen oberhalb 800 °C
Jül-Spez.-248 (1984)
- /50/ P. Balladon, J. Heritier, C. Jarboui
Strain-Hardening Effects on Fracture Toughness and Ductile Crack
Growth in Austenitic Stainless Steels
ASTM STP 868, S. 293-307 (1985)
- /51/ C. Berger, H.P. Keller, D. Munz
Determination of Fracture Toughness with Linear Elastic and Elastic-
Plastic Methods
ASTM STP 668, S. 378-405 (1979)
- /52/ W.J. Mills, L.A. James, J.A. Williams
A Technique for Measuring Load-Line Displacements of Compact Ductile
Fracture Toughness Specimens at Elevated Temperatures
Journ. Testing and Evaluation 5, S. 446-451 (1977)
- /53/ P. Balladon, J. Heritier, P. Rabbe
Influence of Microstructure on the Ductile Rupture Mechanisms of a
316 L Steel at Room and Elevated Temperatures
ASTM STP 791, S. II-496-513 (1983)
- /54/ B. Huchtemann: persönliche Mitteilung
- /55/ A. Saxena
Evaluation of C^* for the Characterization of Creep-Crack-Growth
Behaviour in 304 Stainless Steel
Fracture Mechanics: Twelfth Conference, ASTM 200, American Society
for Testing and Materials, S. 131-151 (1980)

- /56/ J. Ewald
Aktivitäten der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle auf dem Gebiet der Kriechrißeinleitung und des Kriechrißwachstums
VGB-Sondertagung, 16./17. Febr. 1984, Essen
- /57/ H. Riedel
Cracks Loaded in Anti-Plane Shear
Z. Metallkunde 69, S. 755-760 (1978)
- /58/ H. Riedel
Dugdale Model for Crack Opening and Crack Growth under Creep Conditions
Mat. Sci. and Engin. 30, S. 187-196 (1977)
- /59/ J. Ewald, K.-H. Keienburg, G. Röttger
Beitrag zur Abschätzung der Kriechrißeinleitung in fehlerbehafteten Bauteilen
6. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle, 25. Nov. 1983, Düsseldorf
- /60/ J.D. Landes, J.A. Begley
A Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth
ASTM STP 590, S. 128-148 (1976)
- /61/ N.L. Goldman, J.W. Hutchinson
Fully Plastic Crack Problems: The Center Cracked Strip under Plane Strain
Int. J. Sol. and Struct., Vol. 11, S. 575-791, (1975)
- /62/ J.R. Rice
A Path Independence Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks
J. Appl. Mech., Vol. 35, S. 379-386 (1968)
- /63/ T.T. Shih
A Simplified Test Method for Determining the Low Rate Creep Crack Growth Data
ASTM STP 791, S. 11-232-247 (1983)
- /64/ R. Koterazawa, T. Mori
Applicability of Fracture Mechanics Parameters to Crack Propagation under Creep Condition
Journal of Engineering Materials and Technology, Vol 99, S. 198-305, (1977)
- /65/ H. Riedel, W. Wagner
Creep Crack Growth in NIMONIC 80 A and in a 1 Cr - 1/Mo Steel
Proc. of the 6th Intern. Conf. on Fracture (ICF 6) New Delhi, in: Advances in Fracture Research, Vol. 3, S. 2199-2206 (1984)

- /66/ V. Kumar, M.D. German, C.F. Shih
An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis
Report Electric Power Research Institute, EPRI NP-1931, Palo Alto
(1981)
- /67/ H. Riedel
persönliche Mitteilungen (1986)
- /68/ Y.L. Luke
Mathematical Functions and their Approximations
Academic Press Inc. (1975)
- /69/ R. Ehlers
Spannungsanalyse der Umgebung eines ruhenden Risses unter
Kriechbedingungen mittels der Finite-Element-Methode
12. Sitzung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge", Freiburg (1980)
- /70/ R.D. Nicholson
The Effect of Temperature on Creep Crack Propagation in AISI 316
Stainless Steel
Material Science and Engineering, Vol 22, S. 1-6 (1976)
- /71/ R. Ohtani, S. Taira
Effects of Nonlinear Stress-Strain Rate Relation on Deformation and
Fracture of Materials in Creep Range
J. Engineering Mat. and Techn. 101, S. 369 (1979)
- /72/ H. Riedel
Creep Crack Growth
ASM Seminar on High Temperature Deformation and Fracture, ed. Raj R.
to be published by American Society for Metals, Ohio (1985)
- /73/ H. Fuhlrott, D. Schulze, B. Wittwer-Harde
Bewertung von Fehlern in zeitstandbeanspruchten Bauteilen
VGB-Sondertagung, Essen, 16./17. Febr. (1984)
- /74/ H. Riedel
Rißwachstum unter Kriechbedingungen durch Porenbildung auf
Korngrenzen vor der Rißspitze
12. Sitzung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge", Freiburg (1980)
- /75/ R. Raj, M.F. Ashby
Intergranular Fracture at Elevated Temperature
Act. Met. 23, S. 653-666 (1975)
- /76/ R. Raj
Nucleation of Cavities at Second Phase Particles in Grain Boundaries
Acta Metallurgica, Vol. 26, S. 995-1006 (1978)

- /77/ H. Riedel
The Extension of a Macroscopic Crack at Elevated Temperature by the Growth and Coalescence of Microvoids
in: Creep in Structures, ed. by A.R.S. Ponter, D.R. Hayhurst, Springer-Verlag, S. 504-519 (1981)
- /78/ M.F. Ashby, R. Raj
The Mechanics and Physics of Fracture, The Metals Society and the Institute of Physics
Joint Meeting, Cambridge, Paper No. 16, S. 148 (1975)
- /79/ F. Garafalo
Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals
The McMillan Co., New York S. 213 (1966)
- /80/ T.-J. Chuang, K.I. Kagawa, J.R. Rice, L.B. Sills
Nonequilibrium Models for Diffusive Cavitation of Grain Interfaces
Acta Metall., Vol. 27, S. 265-284 (1979)
- /81/ B. Budiansky, J.W. Hutchinson, S. Slutsky
Void Growth and Collapse in Viscous Solids
in: Mechanics of Solids ed. by Hopkins, H.G.; Sewell, M.J.; Pergamon Press, Oxford (1981)
- /82/ K. Sadananda, P. Shahinian
Creep-Fatigue Crack Growth
in: Voids, Cavities, and Cracks in Metallic Alloys, ed. J. Cittus, Applied Science, Barking, Essex, S. 109-195 (1981)
- /83/ K.M. Nikbin, G.A. Webster, C.E. Turner
Relevance of Nonlinear Fracture Mechanics to Creep Cracking
ASTM STP 601, S. 47-62 (1976)
- /84/ R.M. Wallace, C.G. Annis, D.L. Sims
Application of Fracture Mechanics at Elevated Temperatures
AFML-TR 76 - 176, Part II, Air Force Materials Laboratory (1977)
- /85/ R. Koterazawa, T. Mori
Applicability of Fracture Mechanics Parameters to Crack Propagation under Creep Condition
Journ. of Engineering Mat. and Techn. 99, S. 298-305 (1977)
- /86/ K. Okji
Nonlinear Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth Problems
Theoretical and Applied Mechanics, S. 3-20 (1977)
- /87/ S. Taira, R. Ohtani, T. Kitamura
Application of J-Integral of High-Temperature Crack-Propagation
1. Creep Crack Propagation
J. Eng. Mater. and Techn. 101, S. 154-161 (1979)

- /88/ I. Curbishley, G.J. Lloyd, R. Pilkington
Correlations of Creep Crack Propagation Rates in Type 316
Austenitic Stainless Steel
Proc. of the 2nd Intern. Conf. on Creep and Fracture of Engineering
Materials and Structures, Part II, Ed. Wilshire, B.; Owen, D.R.J
University College, Swansea, 1./6. April (1984)
- /89/ K. Sadananda, P. Shahinian
Evaluation of J^* -Parameter for Creep Crack Growth in Type 316
Stainless Steel
Fracture Mechanics, 14th Symposium-Volume II: Testing and
Applications
ASTM STP 791, S. II/182-II/196 (1983)
- /90/ K. Krompholz, J.B. Pierik, E.D. Grosser
Creep Crack Growth Investigations for Elevated Temperature Material
Application
SMIRT-Conference (1981), Paris
- /91/ C.F. Shih, H.G. deLorenzi, W.R. Andrews
Elastic Compliances and Stress-Intensity Factors for Side-Grooved
Compact Specimens
Int. J. Fracture, Vol. 13, S. 544-548 (1977)
- /92/ K. Krompholz, E.D. Grosser, J. Böttner, J.B. Pierick
Measurements and Mechanisms of Crack Growth at Elevated
Temperatures up to 1273 K
Advances in Fracture Research, ICF 5, Pergamon Press (1981)
- /93/ H.J. Breuer, E. te Heesen, H. Huthmann, H.P. Meurer
Experimentelle Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von
Werkstoff NiCr 22 Co 12 Mo bei hohen Temperaturen
Materialprüfung, Band 28, S. 101-104 (1986)
- /94/ T. Hollstein, J.G. Blauel
Fracture Mechanics Characterization of Crack Growth under Creep-
Fatigue Conditions
COST 501- Projekt D 10, IWM-Bericht Z 1/85 (1985)
- /95/ K.-H. Schwalbe
Anwendung der Bruchmechanik auf Probleme der Ermüdung I
in: Grundlagen der Bruchmechanik, Hrsg. H.-P. Rossmanith, Springer
Verlag, S. 105-121, (1982)
- /96/ Annual Book of ASTM Standards (1985)
Standard Test Method for Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack
Growth Rates above 10^{-8} m/Cycle
ASTM-Designation E 647-83

- /97/ L.A. James
Specimen Size Considerations in Fatigue Crack Growth Rate Testing
ASTM STP 738, S. 45-57 (1981)
- /98/ W. Hoffelner, M.O. Speidel
Resistance to Crack Growth under the Conditions of Fatigue, Creep
and Corrosion
COST-50, Final Report, (1981)
- /99/ H. Hoffelner, M.O. Speidel
The Influence of the Environment of the Fatigue Crack Growth of the
Nickelbase Superalloys IN 738 LC and IN 939 at 850 °C
Proc. of the Petten Intern. Conf. on "Behaviour of High Temperature
Alloys in Aggressive Environments", S. 993, 15./18. Oct. Petten/NL,
(1979)
- /100/ W. Hoffelner, M.O. Speidel
Fatigue of Cast Nickelbase Superalloys at 850 °C
in: Advances in Fracture Research, Pergamon Press, Vol. 5, p. 2431
(1981)
- /101/ W. Hoffelner, M.O. Speidel
Microstructural Aspects of Fatigue Crack Propagation of Cast
Nickelbase Superalloys at 850 °C in Various Environments
Conf. Proc. of European Symposium on the Interaction between
Corrosion and Mechanical Stress at High Temperature, Petten/NL,
(1980)
- /102/ M.O. Speidel, A. Pineau
Fatigue of High-Temperature Alloys for Gas Turbines
London, (1978)
- /103/ F. Gabrielli, B. Cinisello, R.M. Pelloux
Fatigue Crack Propagation in INCONEL X-750 at Elevated Temperatures
8th Congress on Material Testing, Vol. II, Budapest, Ungary, 28.
Sept.- 1. Oct. (1982)
- /104/ M.O. Speidel
Fatigue Crack Growth at High Temperatures
in: High Temperature Materials in Gas Turbines, Elsevier, (1974)
- /105/ H.I. McHenry, A.W. Pense
Fatigue Crack Propagation in Steel Alloys at Elevated Temperatures
ASTM STP 520, S. 345-354 (1973)
- /106/ P. Shahinian, H.H. Smith, H.E. Watson
Fatigue Crack Growth in Type 316 Stainless Steel at High Temperature
J. Engineering for Industry, S. 976 (1971)

- /107/ L.A. James
The Effect of Temperature upon the Fatigue-Crack Propagation
Behaviour of HASTELLOY X-280
Hanford Engineering Development, Laboratory, May 1976, HEDL-TME
75-80
- /108/ L. James
The Effect of Temperature upon the Fatigue-Crack Growth Behaviour
of Two Nickel-Base Alloys
Trans. ASME, J. Eng. Mat. and Techn., S. 254-256 (1973)
- /109/ L.A. James
Fatigue Crack Growth in 20 Percent Cold Worked Type 316 Stainless
Steel at Elevated Temperatures
Nucl. Techn., Vol. 16, S. 316 (1972)
- /110/ L.A. James, R.L. Knecht
Fatigue-Crack Propagation Behaviour of Type 304 Stainless Steel in
a Liquid Sodium Environment
Met. Trans., Vol 6A, No. 1, S. 109-116 (1975)
- /111/ K. Krompholz, E.D. Grosser, E. Moritz
Untersuchungen zum Ermüdungs-Rißwachstumsverhalten des
austenitischen Stahles X 6 CrNi 1811 (1.4948)
Z. Werkstofftechn. 12, S. 440-449, Verlag Chemie GmbH (1981)
- /112/ L.A. James
The Effect of Frequency upon the Fatigue-Crack Growth of Type 304
Stainless Steel at 1000 F
ASTM STP 513, S. 218 (1972)
- /113/ Ming Zhon Cao, F. Gabrielli
Some Aspects of Frequency Effect on High Temperature Fatigue in
INCONEL X-750
Z. Metallkunde, Bd. 74, S. 639 (1983)
- /114/ L.A. James
Fatigue-Crack Propagation Behaviour of INCONEL 718
Hanford Engineering Development Laboratory, HEDL-TME 75-80, Sept.
(1975)
- /115/ L.A. James
Effect of Stress Ratio on the Elevated Temperature Fatigue-Crack
Propagation of Type 304 Stainless Steel
Nucl. Techn., Vol. 14, S. 163 (1972)
- /116/ L.A. James, E.B. Schwenk
Fatigue-Crack Propagation Behaviour of Type 304 Stainless Steel at
Elevated Temperatures
Met. Trans., Vol. 2, S. 491 (1971)

- /117/ P. Shahinian, H.H. Smith, H.E. Watson
Fatigue Crack Growth Characteristics of Several Austenitic
Stainless Steels at High Temperatures
ASTM STP 520, S. 387 (1973)
- /118/ L.A. James
Fatigue-Crack Propagation Behaviour of INCOLOY 800 at Elevated
Temperatures
Trans. ASME, J. Eng. Mat. and Techn., S. 249-254 (1974)
- /119/ K. Sadananda, P. Shahinian
A Fracture Mechanics Approach to High Temperature Fatigue Crack
Growth in Udimet 700
Eng. Fract. Mech., Vol. 11, S. 73 (1978)
- /120/ R.B. Scarlin
Fatigue Crack Growth in a Cast Ni-Base Alloy
Mat. Sci. and Eng. 21, S. 139-147 (1975)
- /121/ M.R. Winston, K.M. Nikbin, G.A. Webster
Modes of Failure under Creep/Fatigue Loading of a Nickel-Base
Superalloy
J. of Mat. Sci. 20, S. 2471 (1985)
- /122/ R.B. Scarlin
Some Effects of Microstructure and Environment on Fatigue Crack
Propagation
ASTM STP 675, S. 396-419, (1979)
- /123/ R.B. Scarlin
Effects of Loading Frequency and Environment on High Temperature
Fatigue Crack Growth in Nickel-Base Alloys
Intern. Conf. on Fracture, ICF 4, Conf. Proc., Vol 2, Waterloo
Press, S. 849 (1977)
- /124/ L.A. James
Fatigue Crack Propagation in Austenitic Stainless Steels
Atomic Energy Review 14, S. 37-86 (1976)
- /125/ Annual Book of ASTM-Standards (1985)
Standard Test Method for Plane-Strain, Fracture Toughness of
Metallic Materials, ASTM-Designation E 399-83
- /126/ A.E. Carden
A Phenomenological Analysis of the Interaction of Creep and Fatigue
PhD Dissertation, Department of Metallurgy, University of
Connecticut/USA (1972)
- /127/ T. Hollstein, J.G. Blauel
Fracture Mechanics Characterization of Crack Growth under Creep and
Fatigue Conditions
COST 501-Project D 10, IWM-Bericht Z2/86 (1986)

- /128/ H. Huthmann, Q. Gossmann
Ermüdungs-Rißwachstums-Verhalten der Legierungen 2.4663 und 1.4876
(INCOLOY 800 H) von Raumtemperatur bis 1000 °C
17. Sitzung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge", Basel, 12./13.
Febr. 1985
- /129/ H. Brixy
Kombinierte Thermoelement-Rauschthermometrie
KFA-Bericht, Jül-2051 (1986)
- /130/ E. Sommer, L. Hodulak, H. Kordisch
Growth Characteristics of Part-Through Cracks in Thick-Walled
Plates and Tubes
J. Pressure Vessel Technology 99, S. 106-111 (1977)
- /131/ T.A. Cruse, G.J. Meyers, R.B. Wilson
Fatigue Growth of Surface Cracks
ASTM STP 621, S. 179-189 (1977)
- /132/ H.H. Johnson
Calibrating the Electric Potential Method for Studying Slow Crack
Growth
Material Research and Standards 5, S. 442-445 (1965)
- /133/ W.G. Clark, S.J. Hudak
Variability in Fatigue Crack Growth Rate Testing
Journ. of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 3, No. 6, S. 454-476
(1975)
- /134/ K.J. Bathe
ADINA T - A Finite Element Program for Automatic Dynamics Incre-
mental Nonlinear Analysis of Temperatures
Acoustic and Vibration Laboratory Report 8.2448-5MI4 (1977)
- /135/ R.O. Ritchie, K.J. Bathe
On the Calibration of the Electrical Potential Technique for
Monitoring Crack Growth Using Finite Element Methods
Int. J. Fracture 15, No.1, S. 47-55 (1979)
- /136/ R.O. Ritchie, G.G. Garrett, J.F. Knott
Crack Growth Monitoring: Optimization of the Electrical Potential
Technique Using an Analogue Method
Int. J. Fracture Mech., S. 462-467 (1971)
- /137/ G. Clark, J.F. Knott
Measurement of Fatigue Cracks in Notched Specimens by Means of
Theoretical Electrical Potential Calibrations
J. Mech. Phys. Solids 23, S. 265-276 (1975)
- /138/ G.H. Aronson, R.O. Ritchie
Optimization of the Electrical Potential Technique for Crack Growth
Monitoring in Compact Test Pieces Using Finite Element Analysis
J. Testing and Evaluation 7, S. 208-215 (1979)

- /139/ R. Morrison
Grounding and Shielding Techniques in Instrumentation
John Wiley & Sons, New York (1977)
- /140/ DIN 17470 (1984)
Heizleiterlegierungen - Technische Lieferbedingungen für Rund- und Flachdrähte
- /141/ Henry Wiggin Comp. Ltd., Holmer Road, Hereford, England,
INCOLOY alloys 800, 800 H, 802, Publication No. 3664
- /142/ Landolt-Börnstein
Zahlenwerte und Funktionen aus Physik, Chemie, Astronomie,
Geophysik und Technik
Band IV, Springer Verlag (1957)
- /143/ G. Baudin, H. Policella
A Pulsed d.c. P.D. Technique - Applications to Three-Dimensional
Crack Fronts
in: Advances in Crack Length Measurement ed. C.J. Beevers,
Engineering Materials Advisory Services Ltd. (1982)
- /144/ K.-H. Schwalbe, D. Hellmann
Application of the Electrical Potential Method to Crack Length
Measurements Using Johnson's Formula
J. Testing and Evaluation 9, S. 218-220 (1981)
- /145/ EPRI Contract RP 1237-1, 5. and 6. Semiannual Report, Febr. 1,
1981, to Jan. 31, 1982
- /146/ T. Hollstein, J.G. Blauel, B. Voß
On the Determination of Elastic-Plastic Fracture, Material
Parameters: A Comparison of Different Test Methods
ASTM STP 856, S. 104-116 (1984)
- /147/ G. Kloth
Rechnergestützte J-R-Kurvenbestimmung nach dem Potentialverfahren
Vorträge der 13. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge im DVM,
Hannover, Proc., S. 336-349, (1981)
- /148/ D. Munz
Das J-Integral - ein neues Bruchkriterium
Z. f. Werkstofftechnik, Vol. 7, S. 111 (1979)
- /149/ K. Krompholz, G. Ullrich
J-Integral-Rißwiderstandskurven von Incoloy 800 H bei Raumtemperatur
Eidg. Institut für Reaktorforschung (EIR), Würenlingen/Schweiz,
Bericht Nr. 568 (1985)
- /150/ R. Voß, T. Hollstein, M. Rödiger, G. Scheidler
J-Integral Rißwiderstandskurven von INCOLOY 800 H bei Temperaturen
bis 700 °C
17. Sitzung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Basel, 12.-13.
Febr. 1985

- /151/ H. Huthmann
persönliche Mitteilungen
- /152/ G.P. Gibson, S.G. Druce
Some Observations on J-R-Curves
ASTM STP 856, S. 166-182 (1985)
- /153/ K. Krompholz, E.D. Grosser, K. Ewert
Rißwachstum bei metallischen Legierungen. Anwendungen und Grenzen
des Potentialsondenverfahrens
Z. Werkstofftech. 11, S. 60-67 (1980)
- /154/ R.D. Nicholson
The Effect of Temperature on Creep Crack Propagation in AISI 316
Stainless Steel
Materials Science and Engineering, Vol 22, S. 1-6, (1976)
- /155/ M. Speidel, A. Pineau
Fatigue of High-Temperature Alloys for Gas Turbines
in: High Temperature Alloys for Gas Turbines, ed. Coutouradis, D;
Felix, P.; Fischmeister, H.; Habraken, L.; Lindblom, Y.; Speidel,
M.O., Applied Science Publishers, London (1978)
- /156/ H. Riedel
Mechanics and Micromechanisms of Creep Crack Growth
in: Advanced Seminar on Fracture Mechanics, Ispra (1981)
H. Larsson, Ed., Applied Science Publishers, London (1984)
- /157/ P.H. Effertz, R. Frank, L. Hagn
Schwingungsbruch in Vergütungsstählen
in: Bruchuntersuchungen und Schadenklärung, Allianz
Versicherungs-AG München und Berlin (1976)
- /158/ Annual Book of ASTM-Standards (1985)
Standard Practice for Verification of Specimen Alignment under
Tensile Loading, ASTM-Designation E1012-84
- /159/ T. Hollstein, R. Kienzler
Fracture Mechanics Characterization of Crack Growth under Creep and
Fatigue Conditions
Final Report COST 501-Project D10, Febr. 1987
- /160/ Nukleare Fernenergie
Zusammenfassende Berichte zum Projekt NFE
Jül.-Spez. 303, März 1985

Anhang I

I. Verwendete Gleichungen

Im Hauptteil der Arbeit wurden eine Reihe von umfangreichen Gleichungen und Formeln verwendet, die im folgenden aufgeführt sind.

I.1 Legendre Polynom-Funktionen

I.1.1 Stammfunktion

Statt der häufig zur Approximation von Meßwerten verwendeten einfachen Polynome x^k ($k = 0, 1, \dots, n$) werden in dieser Arbeit Legendre Polynome $L_i(x)$ ($i = 1, 2, \dots, n$) benutzt. Die Legendre Polynome lassen sich als Sonderfall aus den Jacobi Polynomen herleiten /158/. Sie sind orthogonale Funktionen, die im Vergleich zu den einfachen Polynomfunktionen der Form x^k zu einem besser konditionierten Gleichungssystem und zu einer besseren Anpassungsgüte hinsichtlich der Meßwerte führen.

Nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate werden die Koeffizienten a_i ($i = 0, 1, \dots, n$) der für die Approximation zugrunde gelegten Legendre Polynom-Funktion mit dem Grad n

$$F = \sum_{i=0}^n a_i \cdot L_i(x) \quad (I.1)$$

im Intervall $x(1), x(M)$ so ermittelt, daß sich für die Gleichung

$$\sum_{j=1}^m \left\{ \sum_{i=0}^n (a_i \cdot L_i(x_j) - y_j) \right\}^2 \quad (I.2)$$

ein Minimum ergibt. x_j und y_j sind die Meßwertepaare. Die Legendre Polynome $L_i(x)$ sind in Tabelle I.1 aufgelistet.

Tabelle I.1: Legendre Polynome $L_i(x)$

i	Legendre Polynome $L_i(x)$
0	$L_0(x) = 1$
1	$L_1(x) = (2x - x(1) - x(M)) / (x(M) - x(1))$
2	$L_2(x) = [(2 \cdot i - 1) \cdot L_1(x) \cdot L_{i-1}(x) - (i-1) \cdot L_{i-2}(x)] / i$
.	
.	
n	$L_n(x) = [(2 \cdot n - 1) \cdot L_1(x) \cdot L_{n-1}(x) - (n-1) \cdot L_{n-2}(x)] / n$

Trotz des relativ komplexen Aufbaus der Legendre Polynom-Funktion (vgl. Gl. I.1 mit Tab. I.1) ist sie analytisch differenzierbar und integrierbar.

I.1.2 Differentiation

Die Legendre Polynom-Funktionen lassen sich analytisch differenzieren, so daß sich in jedem Punkt einer mit Legendre Polynomen approximierten Stammfunktion die Steigung berechnen läßt. So konnte bei der Auswertung der Ermüdungs- und Kriechrißwachstumsexperimente die Rißwachstumsgeschwindigkeit und die Aufweitungsgeschwindigkeit aus den Meßkurven Rißlänge über Zyklenzahl, Rißlänge über Zeit bzw. Aufweitung über Zeit ermittelt werden.

Die 1. Ableitung F' der Legendre Polynom-Funktion (Gl. I.1) an der Stelle x im Intervall $x(1), x(M)$ ergibt sich aus

$$F' = \frac{dF}{dx} = \sum_{i=0}^n a_i \cdot L'_i(x) \quad (I.3)$$

mit den Koeffizienten a_i aus Gl. (I.1) und $L'_i(x)$ aus Tabelle I.2.

Tabelle I.2: 1. Ableitung der Legendre Polynome $L'_i(x)$

i	1. Ableitung der Legendre Polynome $L'_i(x)$
0	$L'_0(x) = 0$
1	$L'_1(x) = 2/(x(M) - x(1))$
2	$L'_2(x) = [(2 \cdot i - 1) (L'_1(x) \cdot L_{i-1}(x) + L'_{i-1}(x) \cdot L_1(x)) - (i-1) \cdot L'_{i-2}(x)]/i$
.	
.	
n	$L'_n(x) = [(2 \cdot n - 1) (L'_1(x) \cdot L_{n-1}(x) + L'_{n-1}(x) \cdot L_1(x)) - (n-1) \cdot L'_{n-2}(x)]/n$

I.1.3 Integration

Für die Anwendung von J-Integral-Experimenten ist die Bestimmung der in die Probe eingespeisten Energie notwendig, die gleich der Fläche unter der Last-Aufweitungs-Meßkurve ist. Zur Bestimmung der Energie wurde die mit Legendre Polynomen approximierte Last-Aufweitungs-Meßkurve analytisch integriert.

Das bestimmte Integral der Legendre Polynom-Funktion (Gl. (I.1)) vom Intervallanfang $x(1)$ bis zu einem beliebigen Wert x innerhalb des Intervalls $x(1), x(M)$ berechnet sich durch

$$\int_{x(1)}^x \left\{ \sum_{i=0}^n a_i \cdot L_i(x) \right\} dx =$$

$$\frac{x(M) - x(1)}{2} \sum_{i=0}^n \left(a_i \cdot \frac{1}{2n+1} \cdot [L_{i+1}(x) - L_{i-1}(x)] \right) \quad (I.4)$$

mit $L_{-1}(x) = 0$, den Koeffizienten a_i aus Gl. (I.1) und $L_i(x)$ aus Tabelle I.1.

Das bestimmte Integral mit beliebiger unterer Integrationsgrenze x_u innerhalb des Intervalls $x(1)$, $x(M)$ läßt sich aus der Differenz zweier Integrale der Form I.4 berechnen:

$$\int_{x_u}^x \sum_{i=0}^n (a_i L_i(x)) dx = \int_{x(1)}^x \sum_{i=0}^n (a_i L_i(x)) dx - \int_{x(1)}^{x_u} \sum_{i=0}^n (a_i L_i(x)) dx \quad (I.5)$$

I.2 Funktion $g_1(a/w, n)$, $g_2(a/w, n)$, $g_3(a/w, n)$ zur Bestimmung von C^*

Die dimensionslosen Geometriefunktionen $g_1(a/w, n)$, $g_2(a/w, n)$ und $g_3(a/w, n)$ (Tabelle 3.1) können aus den Tabellen des EPRI Handbuches /66/ entnommen werden. In der dort verwendeten Schreibweise gilt für CT-Proben:

$$g_1 = h_1 (w/a-1) / (z \cdot \eta)^{n+1} \quad (I.6)$$

$$g_2 = (w/a-1) h_1 / (z \cdot \eta \cdot h_3) \quad (I.7)$$

$$g_3 = (w/a-1) h_1/h_3 (n+1)/n \quad (I.8)$$

mit

$z = 1.455$ für den ebenen Dehnungszustand (EDZ)

$z = 1.072$ für den ebenen Spannungszustand (ESZ)

$$\eta = \sqrt{\alpha^2 + 2(\alpha + 2)} - (\alpha + 1); \quad \alpha = 2a/(w-a)$$

Die Funktionen h_1 und h_3 sind abhängig vom Rißlängenverhältnis a/w , vom Norton'scher Kriechexponenten n und vom Spannungszustand. Sie sind in /66/ in Tafel 3-1 für EDZ und Tafel 3-2 für ESZ tabelliert.

Für das Rohr mit Umfangsfehler sind die Funktionen h_1 und h_3 zur Errechnung von \bar{g}_3 in Tab. 3-9 des EPRI-Reports Nr. 1237-1 /145/ gegeben.

Für die Einbindung dieser Funktionen in das Rechenprogramm zur Auswertung von Kriechrißwachstumsexperimenten wurden die Funktionen mit Legendre Polynomen (Anhang I.2) approximiert.

I.3 Geometriefunktionen

Die Geometriefunktion für die CT-Probe nach ASTM E 647 /96/ lautet:

$$Y_{CT} = \frac{2 + a/w}{(1 - a/w)^{3/2}} \cdot \sqrt{\frac{1}{a/w}} \cdot \left[0,886 + 4,64 a/w - 13,32 (a/w)^2 + 14,72 (a/w)^3 - 5,6 (a/w)^4 \right] \quad (I.9)$$

Für die CCP-Probe gilt /10/:

$$Y_{CCP} = 1,77 + 0,227 (2 a/w) - 0,51 - (2 a/w)^2 + 2,7 (2 a/w)^3 \quad (I.10)$$

Für ein Rohr mit außenliegendem Umfangsriß gibt der EPRI-Report Nr. 1237-1 /145/ für die Funktion Y_{Rohr} abhängig vom Rißtiefenverhältnis a/t die in Tabelle I.3 aufgeführten Werte an:

Tabelle I.3: Funktion Y_{Rohr}

a/t	0,125	0,25	0,5	0,75
Y_{Rohr}	1,19	1,34	1,79	2,48

Die Funktion $Y_{Rohr} = f(a/t)$ wurde durch eine Polynom-Funktion 2. Grades approximiert:

$$Y_{Rohr} = 1,1065 + 0,4589 a/t + 1,8283 (a/t)^2 \quad (I.11)$$

Anhang II

Eigene Veröffentlichungen, die in Zusammenhang mit den vorliegenden Arbeiten stehen:

- A.) R. Kwasny, M. Rödig, F. Schubert, H. Nickel:
Bruchmechanische Untersuchungen an hochwarmfesten Legierungen im Temperaturbereich bis 900 °C
KFA-Jül-Bericht, erscheint im April 1987
- B.) M. Pfaffelhuber, M. Rödig, F. Schubert, H. Nickel:
Einfluß der Probengeometrie auf das Ermüdungsrißwachstum von X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo
Jül-Spez.-Bericht, erscheint im April 1987
- C.) M. Rödig, R. Kwasny, H. Nickel, F. Schubert:
Fatigue Crack Propagation in Thick Walled Tubes above 700 °C
Vortrag Int. Conf. on Fracture and Fracture Mechanics, Shanghai, 21.-24.04.1987
- D.) M. Rödig, M. Pfaffelhuber, H. Nickel, F. Schubert
Experiments on the Transferability of Fatigue Crack Growth Data at Temperatures above 700 °C
Vortrag 9th SMIRT-Conf., Lausanne, 17.-21.08.1987
- E.) M. Rödig, R. Kienzler, H. Nickel, F. Schubert
Ermüdungs- und Kriechrißwachstum in Rohren eines Röhrenspaltofens bei Temperaturen oberhalb 700 °C
Vortrag 13. MPA-Seminar, Stuttgart, 08.-09.10.1987

Die Autoren danken den Herren Hannen, Hellwig, Klomfaß, Esser, Kreutz und Wolters für ihre Hilfe bei der Erstellung der Versuchsaufbauten und für die sorgfältige Versuchsführung.